

(19)世界知的所有権機関
国際事務局



(43)国際公開日
2003年3月6日 (06.03.2003)

PCT

(10)国際公開番号
WO 03/018857 A1

(51)国際特許分類7:
38/06, 38/38, 38/58, C21D 9/48 C22C 38/00,

(21)国際出願番号:
PCT/JP02/06518

(22)国際出願日:
2002年6月27日 (27.06.2002)

(25)国際出願の言語:
日本語

(26)国際公開の言語:
日本語

(30)優先権データ:
特願2001-255384 2001年8月24日 (24.08.2001) JP
特願2001-255385 2001年8月24日 (24.08.2001) JP
特願2002-153030 2002年5月27日 (27.05.2002) JP

(71)出願人(米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 Tokyo (JP).

(72)発明者; および
(75)発明者/出願人(米国についてのみ): 吉永直樹 (YOSHINAGA,Naoki) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP). 藤田展弘 (FUJITA,Nobuhiko) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP). 高橋学 (TAKAHASHI,Manabu) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP). 橋本浩二 (HASHIMOTO,Koji) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP). 坂本真也 (SAKAMOTO,Shinya) [JP/JP]; 〒299-1193 千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内 Chiba (JP). 川崎薫 (KAWASAKI,Kaoru) [JP/JP]; 〒671-1188 兵庫県姫路市広畠区富士町1番地 新日本製鐵株式会社 広畠製鐵所内 Hyogo (JP). 篠原康浩 (SHINOHARA,Yasuhiro) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP). 濑沼武秀 (SENUMA,Takehide) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP).

(74)代理人: 石田敬, 外 (ISHIDA,Takashi et al.); 〒105-8423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号虎ノ門37森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81)指定国(国内): AU, BR, CN, IN, KR, US.

(84)指定国(広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイドスノート」を参照。

(54) Title: STEEL PLATE EXHIBITING EXCELLENT WORKABILITY AND METHOD FOR PRODUCING THE SAME

(54)発明の名称: 加工性に優れた鋼板および製造方法

(57) Abstract: A steel plate exhibiting excellent workability being used in the panels, suspension system, member, or the like, of an automobile. The steel plate excellent in workability contains C:0.08-0.25%, Si:0.001-1.5%, Mn:0.01-2.0%, P:0.001-0.06%, S:0.05% or less, N:0.001-0.007%, Al:0.008-0.2%, by mass and the remainder of iron and inevitable impurities, characterized in that the average r-value is 1.2 or above, r-value (rL) in the rolling direction is 1.3 or above, r-value (rD) in the direction of 45° with respect to the rolling direction is 0.9 or above, and r-value (rC) in the direction perpendicular to the rolling direction is 1.2 or above. A steel plate and a steel pipe excellent in workability in claim 1, characterized by having the X-ray reflective face random strength ratio of the plate faces {111}, {100}, and {110} at one half thickness of the steel plate set to 2.0 or above, 1.0 or less, and 0.2 or above, respectively, and the methods for producing them.

[統葉有]

WO 03/018857 A1



(57) 要約:

本発明は、自動車のパネル類、足廻り、メンバーなどに用いられる加工性に優れた鋼板とその製造方法を提供するもので、この鋼板は、質量%で、

C : 0.08~0.25%、Si : 0.001~1.5%、Mn : 0.01~2.0%、P : 0.001~0.06%、S : 0.05%以下、N : 0.001~0.007%、Al : 0.008~0.2%、を満たす範囲で含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、平均 r 値が 1.2以上、圧延方向の r 値 (r_L) が 1.3以上、圧延方向に対して 45° 方向の r 値 (r_D) が 0.9以上、圧延方向と直角方向の r 値 (r_C) が 1.2以上であることを特徴とする加工性に優れた鋼板、また、鋼板 1 / 2 板厚における板面の {111}、{100}、および、{110} の各X線反射面ランダム強度比が、それぞれ、2.0以上、1.0以下、および、0.2以上であることを特徴とする請求項 1 に記載の加工性に優れた鋼板及び鋼管、とそれらの製造方法。

。

明細書

加工性に優れた鋼板および製造方法

技術分野

本発明は、例えば自動車のパネル類、足廻り、メンバーなどに用いられる鋼板およびその製造方法に関するものである。

本発明の鋼板は、表面処理をしないものと、防錆のために溶融亜鉛めっき、電気めっきなどの表面処理を施したものの方を含む。めっきとは、純亜鉛のほか、主成分が亜鉛である合金のめっき、さらにはAlやAl-Mgを主体とするめっきも含む。また、ハイドロフォーム成形用の钢管用としても好適である。

背景技術

自動車の軽量化ニーズに伴い、鋼板の高強度化が望まれている。高強度化することで板厚減少による軽量化や衝突時の安全性向上が可能となる。また、最近では、複雑な形状の部位について、高強度鋼の钢管からハイドロフォーム法を用いて成形加工する試みが行われている。これは、自動車の軽量化や低コスト化のニーズに伴い、部品数の減少や溶接フランジ箇所の削減などを狙ったものである。

このように、ハイドロフォームなどの新しい成形加工方法が実際に採用されれば、コストの削減や設計の自由度が拡大されるなどの大きなメリットが期待される。このようなハイドロフォーム成形のメリットを充分に生かすためには、これらの新しい成形法に適した材料が必要となる。

しかしながら、高強度で成形性特に深絞り性が優れた鋼板を得ようとすると、例えば、特開昭56-139654号公報に開示されているよ

うに、C量を著しく減じた極低炭素鋼にSi, Mn, Pなどを添加して強化することが必須であった。

C量を低減するためには、製鋼工程で真空脱ガスを行わねばならず、製造過程でCO₂を多量に発生することになり、地球環境保全の観点で必ずしも最適なものとは言い難い。

これに対して、C量が比較的多く、かつ、深絞り性の良好な鋼板についても開示されている。これらの鋼板は、特公昭57-47746号公報、特公平2-20695号公報、特公昭58-49623号公報、特公昭61-12983号公報、特公平1-37456号公報、特開昭59-13030号公報などに開示されている。しかしながら、これらの鋼板についても、C量は実質的に0.07%以下と低い。さらに、特公昭61-10012号公報では、C量が0.14%でも比較的良好なr値が得られることが開示されている。しかしながら、これにはPが多量に含有されており、2次加工性が劣化したり、溶接性や溶接後の疲労強度に問題を生ずる場合がある。本発明者らは、このような問題を解決するための技術を特願2000-403447号にて出願している。

また、本発明者らは、特願2000-52574号にて、集合組織を制御した成形性に優れた鋼管について出願している。しかしながら、このような高温加工によって仕上げた鋼管には、固溶Cや固溶Nが多量に存在する場合が多く、ハイドロフォーム成形時の割れの原因となったり、ストレッチャーストレイン等の表面欠陥を誘発する場合がある。さらに鋼板を管状に巻いた後に高温で加工熱処理を加えることは生産性が悪く、地球環境に負荷をかけたり、コストアップになるという問題点も有する。

発明の開示

本発明は、C量の多い鋼において成形性の良好な高強度鋼板を高

いコストをかけることなく、また、地球環境に過度の負荷をかけることなく、良好な r 値を有する鋼板と鋼管、および、その製造方法を提供することを目的とする。

これと同時に、本発明は、より一層成形性の良好な鋼板、および、それを高いコストをかけることなく製造する方法をも提供するものである。

すなわち、冷間圧延に供する熱延鋼板の組織をベイナイト相またはマルテンサイト相を主相とする組織にすることが冷延焼鈍後の深絞り性を向上させることが可能であることを見出したのである。

本発明は C 量の多い鋼において深絞り性が良好で、かつ、必要に応じてフェライト以外のベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトなどを含有する高強度鋼板を得るものである。

本発明は、C 量と Mn 量が比較的多い鋼において深絞り性の良好な高強度鋼板を高いコストをかけることなく、また、地球環境に過度の負荷をかけることなく提供するものである。

一般に C 量の比較的多い鋼では熱延板中に粗大で硬質な炭化物が存在する。これを冷間圧延すると炭化物周辺で複雑な変形が起こる結果、焼鈍すると炭化物周辺から深絞り性に好ましくない結晶方位が核形成、成長する。このため C 量が多い鋼では、 r 値が 1.0 以下となってしまうものと考えられる。熱延板がベイナイト相またはマルテンサイト相が主相であれば炭化物の量が少ないと、または存在しても極めて微細であるため、炭化物の害を低減できるものと思われる。

本発明者らは、上記のような課題を解決すべく銳意検討を行い、熱延板中の炭化物を均一かつ微細に分散させ、さらに熱延組織を均一にすることが、C 量や Mn 量の多い鋼における深絞り性向上に対して有用であるという従来にはない知見を得た。

本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は次のとおりである。

(1) 質量%で、

C : 0.08~0.25%

Si : 0.001~1.5%

Mn : 0.01~2.0%

P : 0.001~0.06%

S : 0.05%以下

N : 0.001~0.007%

Al : 0.008~0.2%

を満たす範囲で含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、平均 r 値が 1.2以上、圧延方向の r 値 (rL) が 1.3以上、圧延方向に対して45° 方向の r 値 (rD) が 0.9以上、圧延方向と直角方向の r 値 (rC) が 1.2以上であることを特徴とする加工性に優れた鋼板。

(2) 鋼板 1／2 板厚における板面の {111} , {100} 、および、{110} の各 X 線反射面ランダム強度比が、それぞれ、2.0以上、1.0以下、および、0.2以上であることを特徴とする (1) に記載の加工性に優れた鋼板。

(3) 鋼板を構成する結晶粒の平均結晶粒径が $15 \mu m$ 以上であることを特徴とする (1) または (2) に記載の加工性に優れた鋼板。

(4) 鋼板を構成する結晶粒のアスペクト比の平均値が 1.0以上 3.0未満であることを特徴とする (1) ~ (3) のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

(5) 降伏比 (= 0.2%耐力／引張最高強度) が 0.65以下であることを特徴とする (1) ~ (4) のいずれか 1 項に記載の加工性に

優れた鋼板。

(6) Al/Nが3～25であることを特徴とする(1)～(5)のいずれか1項に記載の加工性に優れた鋼板。

(7) Bを0.0001～0.01質量%含むことを特徴とする(1)～(6)のいずれか1項に記載の加工性に優れた鋼板。

(8) ZrおよびMgの1種または2種を合計で0.0001～0.5質量%含むことを特徴とする(1)～(7)のいずれか1項に記載の加工性に優れた鋼板。

(9) Ti, Nb, Vの1種または2種以上を合計で0.001～0.2質量%以下含むことを特徴とする(1)～(8)のいずれか1項に記載の加工性に優れた鋼板。

(10) Sn, Cr, Cu, Ni, Co, WおよびMoの1種または2種以上を合計で0.001～2.5質量%含むことを特徴とする(1)～(9)のいずれか1項に記載の加工性に優れた鋼板。

(11) Caを0.0001～0.01質量%以下含むことを特徴とする(1)～(10)のいずれか1項に記載の加工性の優れた鋼板。

(12) (1)～(11)の何れか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、(1)または(6)～(11)のいずれか1項に記載の化学成分を有する鋼を(Ar_3 変態点-50°C)以上で熱間圧延を完了し、700°C以下の温度で巻き取り、圧下率25%以上60%未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度4～200°C/時間で加熱し、最高到達温度を600～800°Cとする焼鈍を行い、5～100°C/hrの速度で冷却することを特徴とする成形性に優れた鋼板の製造方法。

(13) 引張試験で評価される時効指数(AI)が40MPa以下であり、かつ、表面粗度が0.8以下であることを特徴とする(1)から(12)のいずれかの1項に記載の加工性に優れた鋼管。

(14) 質量%で、

C : 0.03~0.25%、

Si : 0.001~3.0%、

Mn : 0.01~3.0%、

P : 0.001~0.06%、

S : 0.05%以下、

N : 0.0005~0.030%、

Al : 0.005~0.3%、

を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなり、平均 r 値が 1.2 以上であり、フェライトと析出物からなる組織で構成されることを特徴とする深絞り性に優れた鋼板。

(15) 質量 % で、

C : 0.03~0.25%、

Si : 0.001~3.0%、

Mn : 0.01~3.0%、

P : 0.001~0.06%、

S : 0.05%以下、

N : 0.0005~0.030%、

Al : 0.005~0.3%、

を満たす範囲で含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなり、平均 r 値が 1.3 以上、鋼板の組織中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち 1 種または 2 種以上を合計で 3 ~ 100% 含有することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板。

(16) 圧延方向の r 値 (r_L) が 1.1 以上、圧延方向に対して 45° 方向の r 値 (r_D) が 0.9 以上、圧延方向と直角方向の r 値 (r_C) が 1.2 以上であることを特徴とする (14) または (15) に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(17) Mn および C を $Mn + 1.1 \times C > 1.5$ を満たす範囲で含有する

ことを特徴とする (14) ~ (16) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた高強度冷延鋼板。

(18) 鋼板 1 / 2 板厚における板面の {111} , {100} の各 X 線反射面強度比がそれぞれ 3.0 以上、 3.0 以下であることを特徴とする (14) ~ (17) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(19) 鋼板を構成するフェライト粒の平均結晶粒径が $15 \mu m$ 以上であることを特徴とする (14) ~ (18) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(20) 鋼板を構成するフェライト粒のアスペクト比の平均値が 1.0 以上 5.0 未満であることを特徴とする (14) ~ (19) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(21) 0.2% 耐力 / 引張最高強度で表される降伏比が 0.7 未満であることを特徴とする (14) ~ (20) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(22) Al / N が 3 ~ 25 であることを特徴とする (14) ~ (20) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(23) B を 0.0001 ~ 0.01 質量 % 含むことを特徴とする (14) ~ (22) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(24) Zr および Mg の 1 種または 2 種を合計で 0.0001 ~ 0.5 質量 % 含むことを特徴とする (14) ~ (23) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(25) Ti, Nb, V の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001 ~ 0.2 質量 % 含むことを特徴とする (14) ~ (24) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(26) Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W および Mo の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001 ~ 2.5 質量 % 含むことを特徴とする (14) ~ (25) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(27) Caを0.0001～0.01質量%含むことを特徴とする(14)～(26)のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(28) (14)～(18), (22)～(27)の何れか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、(14), (15), (17), (23)～(27)のいずれか1項に記載の化学成分を有し、かつ少なくとも板厚の1/4～3/4においてはベイナイト相およびマルテンサイト相のうち1種または2種の体積率が70～100%である組織を有する熱延鋼板に圧下率25～95%の冷間圧延を施し、再結晶温度以上1000℃以下で焼鈍することを特徴とする深絞り性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

(29) (14)～(27)の何れか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、(14), (15), (22)～(27)のいずれか1項に記載の化学成分を有する鋼を(Ar_3 変態点-50℃)℃以上で熱間圧延を完了し、室温～700℃で巻き取り、圧下率30%以上95%未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度4～200℃/時間で加熱し、最高到達温度を600～800℃とする焼鈍を行い、さらに Ac_1 変態点以上1050℃以下の温度まで加熱することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

(30) (14)～(27)の何れか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、(14), (15), (17), (22)～(27)のいずれか1項に記載の化学成分を有し、かつ少なくとも板厚の1/4～3/4においてはベイナイト相およびマルテンサイト相のうち1種または2種の体積率が70～100%である組織を有する熱延鋼板に圧下率30%以上95%未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度4～200℃/時間で加熱し、最高到達温度を600～800℃とする焼鈍を行い、さらに Ac_1 変態点以上1050℃以下の温度まで加熱することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

(31) (14), (16) ~ (27) の何れか 1 項に記載の鋼板を製造する方法であって、(14), (17), (22) ~ (27) のいずれか 1 項に記載の化学成分を有する鋼を Ar₃ 変態点以上で熱間圧延を完了し、熱延仕上げ温度から 550°Cまでを平均冷却速度で 30°C / s 以上で冷却し、550°C以下の温度で巻き取り、圧下率 35% 以上 85% 未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度 4 ~ 200°C / hr で加熱し、最高到達温度を 600 ~ 800°C とする焼鈍を行い、5 ~ 100°C / hr の速度で冷却することを特徴とする深絞り性に優れた鋼板の製造方法。

(32) 表面にメッキ層を有することを特徴とする (14) ~ (27) の何れか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(33) (32) 記載の鋼板を製造する方法であって、焼鈍、冷却後の鋼板の表面に溶融メッキまたは電気メッキを施すことを特徴とする (28) ~ (31) のいずれか記載の深絞り性に優れたメッキ鋼板の製造方法。

発明を実施するための最良の形態

実施形態 1

本発明の第 1 の鋼板または鋼管の鋼成分組成について説明する。

C : 高強度化に有効で、また、C 量を低減するためにはコストアップとなるので、0.08質量% 以上の添加とする。一方、良好な r 値を得るために過度の添加は好ましいものではないので、上限を 0.25質量% とする。C 量を 0.08質量% 未満とすれば、r 値が向上することは言うまでもないが、C を低減することは本発明の目的ではないので、あえて除外した。0.10超 ~ 0.18質量% が望ましい範囲である。

Si : 安価に機械的強度を高めることが可能であり、要求される強度レベルに応じて添加すればよいが、過剰の添加はメッキのぬれ性

や加工性の劣化を招くばかりか、 r 値の劣化を招くので、上限を 1.5 質量%とした。下限を 0.001 質量%としたのは、これ未満とするのが製鋼技術上困難なためである。0.5 質量%以下がより好ましい上限である。

Mn：高強度化に有効であるので必要に応じて添加すればよいが、過度の添加は r 値を劣化させるので、2.0 質量%を上限とする。0.01 質量%未満にするには製鋼コストが上昇し、また、S に起因する熱間圧延割れを誘発するので、これを下限とする。0.04~0.8 質量%が好ましい。また、より r 値を高めたい場合には、Mn 量は低い方がよいので、0.04~0.12 質量%の範囲とするのが好ましい。

P：高強度化に有効な元素であるので 0.001 質量%以上添加する。0.06 質量%超を添加すると、溶接性や溶接部の疲労強度、さらには、耐 2 次加工脆性が劣化するので、これを上限とする。好ましくは 0.04 質量%未満である。

S：不純物であり、低いほど好ましく、熱間割れを防止するためには、0.05 質量%以下とする。好ましくは、0.015 質量%以下である。また、Mn 量との関係において、 $Mn/S > 10$ があることが好ましい。

N：良好な r 値を得るためにには、0.001 質量%以上の添加が必須である。多すぎると時効性を劣化させたり、多量の Al 添加が必要となるため、上限を 0.007 質量%とする。0.002~0.005 質量%がより好ましい範囲である。

Al は良好な r 値を得るために必要であるので、0.008 質量%以上添加する。ただし、過度に添加すると、その効果はむしろ低減するだけでなく表面欠陥を誘発するので、上限を 0.2 質量%とする。好ましくは 0.015~0.07 質量%とする。

本発明によって得られる鋼管の管軸方向の r 値 (r_L) は 1.3 以上

である。 r 値の測定は JIS 12号弧状試験片を用いた引張試験を行い、15%引張り後の標点間距離の変化と板幅変化から r 値の定義にしたがって算出する。なお、均一伸びが15%に満たない場合には10%で評価してもよい。

弧状試験片は板状試験片の r 値とは異なるのが一般的であるし、元の鋼管の径によっても変化してしまったり、さらに、弧の変化を測定するのが困難であるので、歪みゲージを装着して評価することが好ましい。 rL が、1.4以上であると、ハイドロフォーム成形に対してより一層好ましい。鋼管の r 値は、その形状から、通常は、 rL しか測定することができないが、鋼管をプレス等により平面上の板とし、その他の方向の r 値を評価したとすれば、以下のとおりとなる。

平均 r 値が 1.2以上、圧延方向に対して 45° 方向の r 値 (rD) が 0.9以上、圧延方向に対して直角方向の r 値 (rC) が 1.2以上である。より好ましくは、それぞれ、1.3以上、1.0以上、1.3以上である。平均 r 値は、 $(rL + 2 \times rD + rC) / 4$ で与えられる。この場合の r 値の測定は JIS13号Bまたは JIS5号B試験片を用いた引張試験を行い、15%引張後の標点間距離の変化と板幅変化から r 値の定義にしたがって算出すればよい。なお、均一伸びが15%に満たない場合には10%で評価してもよい。なお、 r 値の異方性は $rL \geq rC > rD$ である。

钢管を構成する結晶粒の平均結晶粒径は、 $15 \mu m$ 以上である。これ以下の結晶粒径では良好な r 値が得られない。また、これが $60 \mu m$ 以上となると成形時に肌荒れ等の問題になる場合があるため、 $60 \mu m$ 未満であることが望ましい。結晶粒径は板面と垂直で圧延方向と平行な切断面（J断面）の板厚 $3/8 \sim 5/8$ の範囲内について点算法などによって測定すればよい。なお、測定誤差を低減するた

めには結晶粒が 100個以上存在する面積について測定しなくてはならない。エッティングはナイタールが好ましい。結晶粒とはフェライト粒のことであり、平均結晶粒径とは上記のように測定した結晶粒径の全データの算術平均（単純平均）とする。

本発明の鋼管はJIS 12号弧状試験片を用いた引張試験によって評価される時効指数（AI）が40MPa 以下である。固溶Cが多量に残存すると成形性が劣化したり、成形時にストレッチャーストレインなどが発生する場合がある。より好ましくは25MPa 以下である。

AIは次のようにして測定する。まず管軸方向に10%の引張変形を与える。10%引張変形時の流動応力を σ_1 とする。次に 100°Cにて 1 hr の熱処理を加え、再度引張試験を行ったときの下降伏応力を σ_2 としたとき、 $AI = \sigma_2 - \sigma_1$ で与えられる。

AIは固溶C、N量と正の相関があることはよく知られている。高温縮絨加工によって製造された鋼管では、低温（200～450°C）での後熱処理を行わない限りは、AIが40MPa を越えてしまい、本発明とは異なる。本発明の鋼管は、100°C、1 hr人工時効後の引張試験における降伏点伸びが 1.5% 以下であることが好ましい。

本発明の鋼管は表面粗度が小さい。すなわち、JIS B 0601で規定されるRaが 0.8 以下である。上記の高温縮絨加工によって製造された鋼管が 0.8 超であるのとは対照的である。より好ましくは 0.6 以下である。

本発明によって得られる鋼管は、少なくとも板厚中心における板面のX線反射面ランダム強度比が、{111}面、{100}面、および、{110}面について、それぞれ、2.0以上、1.0以下、および、0.2以上である。X線測定は鋼管そのものでは測定することができないので、次のようにして行う。

まず、鋼管を適当に切断して、プレス等により板状とする。これ

を測定板厚まで機械研磨などによって減厚し、最終的には1平均結晶粒径以上を目安に30～100 μm 程度減厚させるよう化学研磨によって仕上げる。ランダム強度比とはランダムサンプルのX線強度を基準としたときの相対的な強度である。

板厚中心とは板厚の3/8～5/8の範囲を指し、測定はこの範囲の任意の面で行えばよい。 $\{111\}$ 面が多いほどr値が向上することは常識であり、これが高いに越したことはないが、本発明では、 $\{111\}$ 面のみならず、 $\{110\}$ 面のランダム強度比が通常より高いことに特徴がある。

$\{110\}$ は、一般に、深絞り性を劣化させる面方位なので嫌われるが、本発明の場合、 $\{110\}$ を適度に残存させることはrLとrCの向上には好ましい。本発明で得られる $\{110\}$ 面とは、 $\{110\} <110>$ 、 $\{110\} <331>$ 、 $\{110\} <001>$ 、 $\{110\} <113>$ などからなる。

$\{111\} <112>$ または $\{554\} <225>$ のいずれか、または、両方のX線ランダム強度比は1.5以上である。これらの方位はハイドロフォーム成形性を向上させる方位であり、かつ、先に述べた高温縮経では、一般には得難い方位だからである。

なお、 $\{hk1\} <uvw>$ とは、板面の法線方向の結晶方位が $<hk1>$ であり、管軸方向の方位が $<uvw>$ であることを表している。上記の $\{hk1\} <unw>$ であらわされる結晶方位の存在は、級数展開法によって計算された3次元集合組織の $\phi 2 = 45^\circ$ 断面上の $(110) [1 - 10]$ 、 $(110) [3 - 30]$ 、 $(110) [001]$ 、 $(110) [1 - 13]$ 、 $(111) [1 - 21]$ 、 $(554) [-2 - 25]$ の強度によって確認することができる。 $\phi 2 = 45^\circ$ 断面上の $(111) [1 - 10]$ 、 $(111) [1 - 21]$ 、および、 $(554) [-2 - 25]$ の強度は、それぞれ、3.0以上、2.0以上、および、2.0以上であることが望ましい。

鋼管を構成する結晶粒の平均結晶粒径は、15 μm 以上である。こ

れ以下の結晶粒径では良好な r 値が得られない。また、これが $60 \mu m$ 以上となると成形時に肌荒れ等の問題になる場合があるため、 $60 \mu m$ 未満であることが望ましい。

結晶粒径は、板面と垂直で圧延方向と平行な切断面（L断面）の板厚 $3/8 \sim 5/8$ の範囲内について点算法などによって測定すればよい。なお、測定誤差を低減するためには結晶粒が 100個以上存在する面積について測定しなくてはならない。エッチングはナイタルが好ましい。結晶粒とはフェライト粒のことであり、平均結晶粒径とは上記のように測定した結晶粒径の全データの算術平均（単純平均）とする。

さらに、鋼管を構成する結晶粒のアスペクト比の平均は、1.0以上 3.0以下である。この範囲外であると良好な r 値が得られない。アスペクト比とはJIS G 0552の方法によって測定される展伸度と同じである。すなわち、本発明の場合、板面と垂直で圧延方向と平行な切断面（L断面）における板厚 $3/8 \sim 5/8$ の範囲内の圧延方向に垂直な一定長さの線分によって切斷される結晶粒の数で圧延方向に平行な上記と同じ長さの線分によって切斷される結晶粒の数を除したもので与えられる。アスペクト比の平均値とは上記のように測定したアスペクト比の全データの算術平均（単純平均）と定義する。

本発明の鋼管の組織は特に規定するものではないが、90%以上のフェライトと10%以下のセメンタイトおよびパーライトの1種または2種によって構成されることが良好な加工性を確保する観点から好ましい。より好ましくは、それぞれ95%以上、5%以下である。これらのFeとCを主成分とする炭化物のうち体積率で30%以上はフェライト結晶粒内に存在することも本発明の特徴である。

すなわち、フェライトの結晶粒界に存在する炭化物の全炭化物の

体積に対する割合は最高でも30%に満たない。炭化物が結晶粒界に多量に存在すると局部延性が劣化するためハイドロフォーム成形用に好ましくない。50%以上がフェライト結晶粒内に存在することがなお好ましい。

本発明の鋼管用の鋼板の引張試験で評価される降伏比（0.2%耐力／最高引張強度）は、通常は、0.65以下であるが、スキンパス率を高めたり、焼鈍温度を下げるところ以上になる場合がある。形状凍結性の観点からは0.65以下であることが好ましい。

Al/Nは3～25の範囲であることが好ましい。この範囲外では良好なr値を得ることが困難となる。好ましくは5～15の範囲である。

Bはr値を向上させたり、耐2次加工性脆性の改善に有効であるので必要に応じて添加する。0.0001質量%未満ではその効果はわずかで、0.01質量%超添加しても格段の効果は得られない。0.0002～0.0030質量%が好ましい範囲である。

ZrとMgは脱酸元素として有効である。一方、過剰の添加は酸化物、硫化物や窒化物の多量の晶出や析出を招き清浄度が劣化して、延性を低下させてしまう上、メッキ性を損なう。したがって、必要に応じてこれらの1種または2種を合計で、0.0001～0.50質量%とする。

Ti, Nb, Vも必要に応じて添加する。これらは、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化したり加工性を向上することができるので、これらの1種または2種以上を合計で0.001質量%以上添加する。その合計が0.2質量%を越えた場合には、母相であるフェライト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出して、延性を低下させるので、添加範囲を0.001～0.2質量%とした。より好ましくは0.01～0.

06質量%である。

Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W, Moは強化元素であり、必要に応じて、これらの1種または2種以上を合計で、必要に応じて、0.001質量%以上添加する。過剰の添加は、コストアップや延性の低下を招くことから、2.5質量%以下とした。

Ca：介在物制御のほか脱酸に有効な元素で、適量の添加は熱間加工性を向上させるが、過剰の添加は逆に熱間脆化を助長させるため、必要に応じて、0.0001～0.01質量%の範囲で添加する。

また、不可避的不純物として、O, Zn, Pb, As, Sbなどを、それぞれ、0.02質量%以下の範囲で含んでいても、本発明の効果を失するものではない。

さらに、製造にあたっては、高炉、転炉、電炉等による溶製に続き、各種の2次製錬を行い、インゴット铸造や連續铸造を行い、連續铸造の場合には室温付近まで冷却することなく熱間圧延するCC-DRなどの製造方法を組み合わせてもかまわない。铸造インゴットや铸造スラブを再加熱して熱間圧延を行ってもよいのは言うまでもない。熱間圧延の加熱温度は、特に限定するものではないが、AlNを固溶状態とするために、1100°C以上とすることが好ましい。

熱延の仕上げ温度は ($Ar_3 - 50$) °C以上で行う。好ましくは ($Ar_3 + 30$) °C以上、さらに好ましくは ($Ar_3 + 70$) °C以上である。本発明においては熱延板の集合組織はできるだけランダムにし、かつ熱延板の結晶粒径ができるだけ成長させておくことが最終製品のr値向上に好ましいためである。

熱延後の冷却速度は特に指定するものではないが巻き取り温度までの平均冷却速度を30°C / s未満とすることが好ましい。

巻き取り温度は700°C以下とする。AlNの粗大化を抑制することで良好なr値を確保するためである。好ましくは620°C以下である

。熱間圧延の1パス以上について潤滑を施してもよい。また、粗圧延バーを互いに接合し、連続的に仕上げ熱延を行ってもよい。粗圧延バーは一度巻き取って再度巻き戻してから仕上げ熱延に供してもかまわない。巻取温度の下限は特に定めることなく本発明の効果を得ることができるが、固溶Cを低減する観点から 350°C以上とすることが好ましい。

熱間圧延後は酸洗することが望ましい。

熱延後の冷間圧延は本発明において重要である。すなわち、これを25~60%未満とする。従来の技術では冷延圧下率を60%以上とする強圧下冷延によってr値の向上を図るのが基本であるが、本発明の鋼板では、むしろ冷延率を低くすることが肝要であることを新たに見出したものである。冷延率が25%未満または60%超であるとr値が低くなるので、25~60%未満に限定する。30~55%がより好ましい範囲である。

焼鈍は箱焼鈍が基本であるが、下記の要件を満たせばこの限りではない。良好なr値を得るためにには、加熱速度を4~200°C/hrとする必要がある。さらには10~40°C/hrが好ましい。最高到達温度もr値確保の観点から600~800°Cとすることが望ましい。600°C未満では再結晶が完了せず加工性が劣化する。

一方、800°C超では $\alpha + \gamma$ 域の γ 分率の高い側に入るため、加工性が劣化する場合がある。なお、最高到達温度での保持時間は特に指定するものではないが、(最高到達温度-20) °C以上の保持時間が2 hr以上であることがr値向上の観点から好ましい。冷却速度は、固溶Cを十分に低減する観点から決定される。すなわち、5~100°C/hrの範囲とする。

焼鈍後のスキンパスは、形状強制や強度調整、さらには、常温非時効性を確保する観点から、必要に応じて行う。0.5~5.0%が好ま

しい圧下率である。

このようにして製造された鋼板を圧延方向が管軸方向となるよう溶接する。圧延方向以外、例えば、圧延方向と直角方向が管軸となるようにしても、ハイドロフォーム用として特に劣るものにはならないが、生産性が劣化するためである。

鋼管の製造にあたっては、通常は電縫溶接を用いるが、TIG、MIG、レーザー溶接、UOや鍛接等の溶接・造管手法等を用いることもできる。これらの溶接钢管製造において、溶接熱影響部に対しては、必要とする特性に応じて、局部的な固溶化熱処理を、単独あるいは複合して、場合によっては、複数回重ねて施してもよく、本発明の効果をさらに高める。この熱処理は溶接部と溶接熱影響部のみに付加することが目的であって、製造時にオンラインで、あるいは、オフラインで施行できる。なお、同様の熱処理を加工性を向上させる目的で钢管全体に対して施しても構わない。

実施の形態 2

本発明の第2の鋼板または钢管の鋼成分組成について説明する。

C：高強度化に有効で、また、C量を低減するためにはコストアップとなる。さらにC量を高めることで熱延組織をベイナイトやマルテンサイトを主相とする組織に作りこむことも容易となるので積極的に添加する。0.03質量%以上の添加とするが、良好なr値や溶接性を得るために過度の添加は好ましいものではなく上限を0.25%とする。0.05～0.17%が望ましい範囲である。より好ましくは、0.08%～0.16%である。

Si：安価に機械的強度を高めることが可能であり、要求される強度レベルに応じて添加する。また、Siは熱延板中に存在する炭化物の量を低減したり、大きさを微細にすることを通じてr値を高める効果も有する。一方で、過剰の添加はメッキのぬれ性や加工性の劣

化を招くばかりか r 値が劣化するので上限を 3.0 質量% とする。下限を 0.001% としたのは、これ未満とするのが製鋼技術上困難なためである。 r 値を向上させる観点からは 0.4~2.3% が好ましい範囲である。

Mn : 高強度化に有効であるばかりでなく、熱延組織をベイナイトやマルテンサイトを主相とする組織とするのに有効な元素である。一方で、過度の添加は r 値を劣化させるので、3.0 質量% を上限とする。0.01 質量% 未満にするには製鋼コストが上昇し、また、S に起因する熱間圧延割れを誘発するので、これを下限とする。2.4 質量% が良好な深絞り性を得るために好ましい上限である。なお、熱延組織を適切に制御するために $Mn\% \times 11C\% > 1.5$ を満たすことが望ましい。

P : 高強度化に有効な元素であるので 0.001 以上添加する。0.06% 超を添加すると溶接性や溶接部の疲労強度、さらには耐 2 次加工脆性が劣化するのでこれを上限とする。好ましくは 0.04% 未満である。

S : 不純物であり、低いほど好ましく、熱間割れを防止するために 0.05% 以下とする。好ましくは 0.015% 以下である。また、Mn 量との関係において、 $Mn/S > 10$ があることが好ましい。

N : 本発明において重要である。冷延後の徐加熱時に Al とのクラスターや析出物を形成することによって集合組織を発達せしめ、深絞り性が向上する。良好な r 値を得るために 0.001% 以上の添加が必須である。多すぎると時効性を劣化させたり、多量の Al 添加が必要となるため上限を 0.03% とする。0.002~0.007% がより好ましい範囲である。

Al : 本発明において重要である。冷延後の徐加熱時に N とのクラスターや析出物を形成することによって集合組織を発達せしめ、深

絞り性が向上する。また、脱酸元素としても有用であるので 0.005 質量%以上添加する。ただし、過度に添加するとコストアップとなり、表面欠陥を誘発し、 r 値も低下する。従って上限を 0.3 質量% とする。好ましくは 0.01~0.10 質量% とする。

本発明の鋼板の組織は以下のとおりである。すなわち、ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイトのうち 1 種または 2 種以上を合計で少なくとも 3 % 含有する。5 % 以上がさらに好ましい。残部はフェライトで構成されることが望ましい。ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイトは鋼の機械的強度を高めるのに有効だからである。また、よく知られているように、ベイナイトはバーリング加工性や穴広げ性を向上させ、オーステナイトは n 値や伸びを向上させ、マルテンサイトは YR (降伏強度 / 引張強度) を低くする効果を有するので、製品板に対する要求特性に応じて適宜上記の各相の体積率を変化させればよい。ただし、その体積率が 3 % 未満では、あまり明確な効果が期待できない。例えば、バーリング特性を向上させるためには 90~100% のベイナイトと 0~10% のフェライトから成る組織が、また、伸び向上させるためには 3~30% の残留オーステナイトと 70~97% のフェライトから成る組織が好ましい。なお、ここでのベイナイトとは、上部ベイナイトや下部ベイナイトのほか、アシキュラーフェライトやベニティックフェライトを含む。

また、良好な延性やバーリング特性のためにはマルテンサイトの含有率を 30% 以下とすることが好ましく、パーライトの含有率を 15% 以下とすることが好ましい。

これらの組織の体積分率は鋼板の板幅方向に垂直な断面において、板厚の 1/4 ~ 3/4 の任意の場所を光学顕微鏡により 200~500 倍で 5~20 視野観察し、点算法により求めた値と定義する。光学顕微鏡の代わりに EBSP 法を用いることも有用である。

本発明によって得られる鋼板の平均 r 値は 1.3 以上である。また、圧延方向の r 値 (r_L) が 1.1 以上、圧延方向に対して 45° 方向の r 値 (r_D) が 0.9 以上、圧延方向に対して直角方向の r 値 (r_C) が 1.2 以上である。より好ましくは、平均 r 値が、1.4 以上、 r_L , r_D , r_C がそれぞれ 1.2 以上、1.0 以上、1.3 以上である。平均 r 値は、 $(r_L + 2 \times r_D + r_C) / 4$ で与えられる。 r 値の測定は JIS 13 号 B または JIS 5 号 B 試験片を用いた引っ張り試験を行い、10% または 15% 引っ張り後の標点間距離の変化と板幅変化から r 値の定義にしたがって算出すればよい。均一伸びが 10% に満たない場合には、3% 以上で均一伸び以下の引張変形を与えて評価すればよい。

本発明によって得られる鋼板は、少なくとも板厚中心における板面の X 線反射面ランダム強度比が、{111} 面、{100} 面についてそれぞれ 4.0 以上、3.0 以下である。より好ましくは、それぞれ 6.0 以上、1.5 以下である。ランダム強度比とはランダムサンプルの X 線強度を基準としたときの相対的な強度である。板厚中心とは板厚の $3/8 \sim 5/8$ の範囲を指し、測定はこの範囲の任意の面で行えばよい。級数展開法によって計算された 3 次元集合組織の $\phi 2 = 45^\circ$ 断面上の (111) [1 - 10]、(111) [1 - 21]、(554) [-2 - 25] の強度はそれぞれ 3.0 以上、4.0 以上、4.0 以上であることが望ましい。なお、本発明においては {110} 面の X 線ランダム強度比が 0.1 以上、上記 $\phi 2 = 45^\circ$ 断面における (110) [1 - 10] 及び (110) [001] の強度が 1.0 を超える場合があり、このときには r_L と r_C が向上する。

A_1/N は 3 ~ 25 の範囲であることが好ましい。この範囲外では良好な r 値を得ることが困難となる。好ましくは 5 ~ 15 の範囲である。

B は r 値を向上させたり、耐 2 次加工性脆性の改善に有効である

ので必要に応じて添加する。0.0001%未満ではその効果はわずかで、0.01%超添加しても格段の効果は得られない。0.0002~0.0030%が好ましい範囲である。

Mgは脱酸元素として有効である。一方、過剰の添加は酸化物、硫化物や窒化物の多量の晶出や析出を招き清浄度が低下して、延性やr値を低下させてしまう上、メッキ性を損なう。従って、質量%で0.0001~0.50%とする。

Ti, Nb, V, Zrも必要に応じて添加する。これらは、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化した加工性を向上することができるので、1種または2種以上を合計で0.001%以上添加する。その合計が0.2%を越えた場合には母相であるフェライト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出して、延性を低下させる。また、多量の添加は固溶Nを熱延板段階で枯渇させるため、冷延後の徐加熱中に固溶Alと固溶Nとが反応できなくなり、r値が劣化する。従って、その範囲を0.001~0.2質量%とする。より好ましくは0.001~0.08質量%ないし0.001~0.04質量%である。

Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W, Moは強化元素であり必要に応じてこれらの1種または2種以上を合計で必要に応じて質量%で0.001%以上添加する。過剰の添加は、コストアップや延性の低下を招くことから、2.5%以下とした。

Ca：介在物制御のほか脱酸に有効な元素で、適量の添加は熱間加工性を向上させるが、過剰の添加は逆に熱間脆化を助長させるため、必要に応じて質量%で0.0001~0.01%の範囲とする。

また、不可避的不純物として、O, Zn, Pb, As, Sbなどをそれぞれ0.02質量%以下の範囲で含んでも、本発明の効果を失するものではない。

さらに製造にあたっては、高炉、電炉等による溶製に続き各種の2次製錬を行いインゴット鋳造や連続鋳造を行い、連続鋳造の場合には室温付近まで冷却することなく熱間圧延するCC-DRなどの製造方法を組み合わせて製造してもかまわない。鋳造インゴットや鋳造スラブを再加熱して熱間圧延を行っても良いのは言うまでもない。熱間圧延の加熱温度は特に限定するものではないが、AlNを固溶状態とするために1100°C以上とすることが好ましい。熱延の仕上げ温度は($Ar_3 - 50$) °C以上で行う。好ましくは Ar_3 点以上とする。 Ar_3 変態点から($Ar_3 - 100$) °Cの温度域では、熱延後の冷却速度は特に指定するものではないがAlNの析出を防止するため巻き取り温度までの平均冷却速度を10°C/s以上とすることが好ましい。巻き取り温度は室温以上700°C以下とする。AlNの粗大化を抑制することで良好なr値を確保するためである。好ましくは620°C以下、さらに好ましくは580°C以下である。熱間圧延の1パス以上について潤滑を施しても良い。また、粗圧延バーを互いに接合し、連続的に仕上げ熱延を行っても良い。粗圧延バーは一度巻き取って再度巻き戻してから仕上げ熱延に供してもかまわない。熱間圧延後は酸洗することが望ましい。

熱延後の冷間圧延の圧下率は25~95%とする。冷延の圧下率が25%未満または95%超であるとr値が低くなるのでこの範囲に限定する。好ましくは、40~80%である。

冷延後は、良好なr値を得るために焼鈍と組織を作りこむための熱処理を行う。前半の焼鈍と後半の熱処理は可能であれば連続ラインで行っても良いし、オフラインで分けて行っても構わない。上記の焼鈍後に10%以下の冷延を施しても構わない。まず、焼鈍は箱焼鈍が基本であるが、下記の要件を満たせばこの限りではない。良好なr値を得るためにには、平均加熱速度を4~200°C/hrとする必要

がある。さらには $10\sim40^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ が好ましい。最高到達温度も r 値確保の観点から $600\sim800^{\circ}\text{C}$ とすることが望ましい。 600°C 未満では再結晶が完了せず加工性が劣化する。一方、 800°C 超では $\alpha+\gamma$ 域の γ 分率の高い側に入るため、深絞り性が劣化する場合がある。なお、最高到達温度での保持時間は特に指定するものではないが、(最高到達温度 -20) $^{\circ}\text{C}$ 以上での保持時間が 1 hr 以上であることが r 値向上の観点から好ましい。冷却速度は特に限定しないが、箱焼鈍において炉内で冷却する場合には $5\sim100^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ の範囲となる。このときの冷却終点温度は 100°C 以下とすることがコイル搬送のハンドリングの観点から好ましい。引き続きベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトの各相を得るために熱処理を行う。いずれの場合にも Ac_1 変態点以上の加熱、すなわち $\alpha+\gamma$ 2相領域以上の加熱が必須となる。加熱が Ac_1 点未満ではこれらの相は得られない。好ましくは $(\text{Ac}_1+30)^{\circ}\text{C}$ が下限である。一方、 1050°C 以上としても格段の効果がないばかりか、ヒートパックル等の通板トラブルを誘発するのでこれを上限とする。 950°C がより好ましい上限である。

冷間圧延に供する熱延板の組織を制御することによってさらに良好な深絞り性を得ることができる。熱延板の組織は少なくとも板厚 $1/4\sim3/4$ の範囲においては、ベイナイト相およびマルテンサイト相の1種または2種の体積率が合計で70%以上とすることが好ましい。上記体積率は80%以上が好ましく、90%以上であればさらに好ましい。また、板厚の全範囲にわたってこのような組織を有することが好ましいことは言うまでもない。熱延組織をベイナイトやマルテンサイトとすることが冷延焼鈍後の深絞り性を向上させる理由は必ずしも明らかではないが、既述のとおり、熱延板における炭化物を微細にすること、さらには結晶粒径を微細にする効果による

ものと推測される。なお、ここでのベイナイトとは、上部ベイナイトや下部ベイナイトのほか、アシキュラーフェライトやベイニティックフェライトを含む。炭化物を微細化する観点からは、上部ベイナイトよりも下部ベイナイトの方が好ましいことは言うまでもない。熱延板組織を上述のような組織に制御すれば加熱速度が4～200°C/hrの焼鈍を採用する必要はなく、急速加熱焼鈍でも高いγ値を得ることが可能である。

その際の焼鈍温度は再結晶温度以上1000°C以下とする。再結晶温度とは再結晶が開始する温度を示す。焼鈍温度が再結晶温度未満であると良好な集合組織が発達せず、鋼板1／2板厚における板面の{111}，{100}の各X線反射面ランダム強度比がそれぞれ3.0以上、3.0以下を確保することができず、r値も劣悪となりやすい。また、連続焼鈍や連続溶融亜鉛めっき工程にて焼鈍する場合には焼鈍温度を1000°C以上とするとヒートバックル等を誘発し板破断などの原因となるのでこれを上限とする。焼鈍後にベイナイト、オーステナイト、マルテンサイト、パーライトなどの第2相を得たい場合には、焼鈍温度を $\alpha + \gamma$ 2相領域または γ 単相域にて加熱し、それぞれの相を得るのに適した冷却速度と過時効条件、溶融亜鉛めっきを施す場合にはめっき浴温度や引き続く合金化温度を選択する必要があることは言うまでもない。なお本発明では箱焼鈍を用いることも勿論可能である。この場合、良好なr値を得るためにには、加熱速度を4～200°C/hrとすることが好ましい。さらには10～40°C/hrが好ましい。得られる平均r値は1.3以上となる反面、ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイトを得ることが困難であることは既述したとおりである。

本発明においては、上記焼鈍を施した鋼板にめっきを施しても構わない。めっきとは、純亜鉛のほか、主成分が亜鉛である合金のめ

つき、さらにはAlやAl-Mgを主体とするめっきも含む。亜鉛めっきは連続溶融亜鉛めっきラインで焼鈍とめっきを連続で行うことが好ましい。溶融亜鉛めっき浴に浸漬の後、加熱して亜鉛めっきと地鉄との合金化を促す処理を行っても良い。また、溶融亜鉛めっきのほか、亜鉛を主体とする種々の電気めっきを行っても良いことは言うまでもない。

焼鈍後または亜鉛めっき後のスキンパスは形状強制や強度調整、さらには常温非時効性を確保する観点から必要に応じて行う。0.5～5.0%が好ましい圧下率である。なお、本発明で得られる鋼板の引張強度は340MPa以上である。

このようにして得られた鋼板を電縫溶接等の適当な接合方法で钢管とすることにより、例えば、ハイドロフォーム成形性に優れた钢管を得ることができる。

実施の形態 3

本発明の第3の鋼板の鋼成分組成について説明する。

C：高強度化に有効で、また、C量を低減するためにはコストアップとなるので、0.04質量%以上の添加とするが、良好なr値を得るために過度の添加は好ましいものではなく上限を0.25%とする。0.08超～0.18%が望ましい範囲である。

Si：安価に機械的強度を高めることが可能であり、要求される強度レベルに応じて添加する。また、Siは熱延板中の炭化物の微細化や組織の均一化に有用で、結果として深絞り性を向上させる効果を有するので0.2%以上の添加が好ましい。一方、過剰の添加はめっきのぬれ性、加工性さらには溶接性の劣化を招くので上限を2.5質量%とする。下限を0.001%としたのは、これ未満とするのが製鋼技術上困難なためである。2.0%以下がより好ましい上限である。

Mn：Mnは一般にr値を低下せしめる元素として知られている。そ

の低下代はC量が多い鋼ほど顕著になる。本発明においては、このようなMnによるr値の劣化を抑制し、良好なr値を得るという技術課題に立脚しているので、Mnの下限を0.8質量%とした。また、0.8質量%以上で強化効果が得られ易い。3.0質量%を上限としたのは、これを上回る添加は伸びやr値に悪影響を及ぼすためである。

P：高強度化に有効な元素であるので0.001以上添加する。0.06%超を添加すると溶接性や溶接部の疲労強度、さらには耐2次加工脆性が劣化するのでこれを上限とする。好ましくは0.04%未満である。

S：不純物であり、低いほど好ましく、熱間割れを防止するために0.03%以下とする。好ましくは0.015%以下である。また、Mn量との関係において、 $Mn/S > 10$ であることが好ましい。

N：良好なr値を得るためにには0.001%以上の添加が必須である。多すぎると時効性を劣化させたり、多量のAl添加が必要となるため上限を0.015%とする。0.002~0.007%がより好ましい範囲である。

Al：本発明において重要である。冷延後の徐加熱時にNとのクラスターや析出物を形成することによって集合組織を発達せしめ、深絞り性が向上する。また、脱酸元素としても有用であるので0.008質量%以上添加する。ただし、過度に添加するとコストアップとなり、表面欠陥を誘発し、r値も低下する。したがって上限を0.3質量%とする。好ましくは0.01~0.10質量%とする。

本発明によって得られる鋼板の平均r値は1.2以上である。1.3以上であればより好ましい。

圧延方向のr値(rL)が1.1以上、圧延方向に対して45°方向のr値(rD)が0.9以上、圧延方向に対して直角方向のr値(rC)が1.2以上であることが好ましい。好ましくは、それぞれ、1.3以上

、 1.0以上、 1.3以上である。

平均 r 値は、 $(r_L + 2 \times r_D + r_C) / 4$ で与えられる。 r 値の測定はJIS 13号B試験片を用いた引っ張り試験を行い、 10%または15%引っ張り後の標点間距離の変化と板幅変化から r 値の定義にしたがって算出すればよい。

本発明の鋼板の組織はフェライトと析出物が主相でこれらによつて99%以上の体積率が占められる。析出物とは主に炭化物（多くの場合、セメンタイト）であることが通常であるが、化学成分によつては窒化物、炭窒化物、硫化物なども析出する。本発明の鋼板の組織中のマルテンサイトやベイナイトなど鉄の低温変態生成相および残留オーステナイトの量は体積分率で1%以下である。

本発明によって得られる鋼板は、少なくとも板厚中心における板面のX線反射面ランダム強度比が、{111}面、{100}面についてそれぞれ 4.0以上、2.5以下である。ランダム強度比とはランダムサンプルのX線強度を基準としたときの相対的な強度である。板厚中心とは板厚の3/8～5/8の範囲を指し、測定はこの範囲の任意の面で行えばよい。

鋼板を構成する結晶粒の平均結晶粒径は、15 μm 以上である。これ以下の結晶粒径では良好な r 値が得られない。また、これが 100 μm 以上となると成形時に肌荒れ等の問題になる場合があるため、100 μm 未満であることが望ましい。結晶粒径は板面と垂直で圧延方向と平行な切断面（L断面）の板厚3/8～5/8の範囲内について点算法などによって測定すればよい。なお、測定誤差を低減するためには結晶粒が 100個以上存在する領域について測定しなくてはならない。エッティングはナイタールが好ましい。

さらに鋼板を構成する結晶粒のアスペクト比の平均は、1.0以上5.0未満である。この範囲外であると良好な r 値が得られない。ア

スペクト比とはJISG0552の方法によって測定される展伸度と同じである。すなわち、本発明の場合、板面と垂直で圧延方向と平行な切断面（L断面）における板厚 $3/8 \sim 5/8$ の範囲内の圧延方向に垂直な一定長さの線分によって切斷される結晶粒の数で圧延方向に平行な上記と同じ長さの線分によって切斷される結晶粒の数を除したもので与えられる。好ましくは、1.5以上4.0未満である。

本発明の鋼板の引張試験で評価される降伏比（0.2%耐力／最高引張強度）は通常は0.70未満である。形状凍結性の確保やプレス成形時の面歪みの発生を抑制する観点からは0.65以下であることが好ましい。本発明では降伏比が低いので、n値も良好である。特に低歪み域（10%以下）でのn値が高い。降伏比の下限は特に定めないが、たとえばハイドロフォーム成形時の座屈を防止するためには0.40以上であることが好ましい。

A1/Nは3～25の範囲であることが好ましい。この範囲外では良好なr値を得ることが困難となる。好ましくは5～15の範囲である。

Bはr値を向上させたり、耐2次加工性脆性の改善に有効であるので必要に応じて添加する。0.0001%未満ではその効果はわずかで、0.01%超添加しても格段の効果は得られない。0.0002～0.0020%が好ましい範囲である。

ZrとMgは脱酸元素として有効である。一方、過剰の添加は酸化物、硫化物や窒化物の多量の晶出や析出を招き清浄度が劣化して、延性を低下させてしまう上、メッキ性を損なう。したがって、必要に応じてこれらの1種または2種を合計で0.0001～0.50質量%とする。

Ti, Nb, Vも必要に応じて添加する。これらは、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化したり加

工性を向上することができるので、1種又は2種以上を合計で0.01%以上添加する。その合計が0.2%を越えた場合には母相であるフェライト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出して、延性を低下させる。また、焼鈍中のAlNの析出を妨げ、本発明の特徴である深絞り性が損なわれることから、添加範囲を0.001～0.2質量%とした。より好ましくは0.01～0.03%である。

Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W, Moは強化元素であり必要に応じてこれらの1種又は2種以上を合計で必要に応じて質量%で0.001%以上添加する。特にCuはr値を向上せしめる効果を有するので、0.3%以上添加することが好ましい。過剰の添加は、コストアップや延性の低下を招くことから、2.5%以下とした。

Ca：介在物制御のほか脱酸に有効な元素で、適量の添加は熱間加工性を向上させるが、過剰の添加は逆に熱間脆化を助長させるため、必要に応じて質量%で0.0001～0.01%の範囲とする。

また、不可避的不純物として、O, Zn, Pb, As, Sbなどをそれぞれ0.02質量%以下の範囲で含んでも、本発明の効果を失するものではない。

次に本発明による鋼板の製造条件について説明する。

本発明鋼板の製造にあたっては、高炉、電炉等による溶製に続き各種の2次製錬を行いインゴット铸造や連続铸造を行い、連続铸造の場合には室温付近まで冷却することなく熱間圧延するCC-DRなどの製造方法を組み合わせて製造してもかまわない。铸造インゴットや铸造スラブを再加熱して熱間圧延を行っても良いのは言うまでもない。熱間圧延の加熱温度は特に限定するものではないが、AlNを固溶状態とするために1100°C以上とすることが好ましい。熱延の仕上げ温度はAr₃変態点以上で行う。熱延仕上げ温度がAr₃点を下回

ると、高温で変態した粗大なフェライト粒、さらにはそれが加工され再結晶や粒成長により粗大化したフェライトと比較的低温域で変態した微細フェライト粒とが混在し、不均一な組織となる。熱延仕上げ温度の上限は特に設けないが、熱延組織を均一にするためには $(Ar_3 + 100)$ °C 以下とすることが好ましい。

熱延後の冷却速度は重要である。すなわち熱延仕上げ後、巻き取り温度までの平均冷却速度を 30°C / s 以上とする。本発明においては、熱延板における炭化物をできるだけ微細に分散させ、かつ組織を均一にすることが冷延焼鈍後の r 値の向上に対して極めて重要である。上記の熱延冷却条件はこの観点から決定される。冷却速度が 80°C / s 未満となると、結晶粒径が不均一になるばかりでなく、ペーライト変態が促進され、炭化物が粗大となる。上限は特に設けないが、あまり大きいと極度に硬質となる可能性があるので 100°C / s 以下とすることが好ましい。

熱延板の組織として最も好ましいのは 97% 以上のベイナイトによって構成される組織であり、下部ベイナイト組織であればさらに好ましい。ベイナイト単相であれば最良であることは言うまでもない。マルテンサイト単相組織でも良いが、硬質すぎて冷延が困難となる。フェライト単相またはフェライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトのうちの 2 種類以上からなる複合組織を有する熱延板は冷延素材として好ましくない。

巻き取り温度は 550°C 以下とする。巻き取り温度が 550°C 超となると AlN の析出や粗大化、また炭化物が粗大化するため、 r 値が劣化する。好ましくは 500°C 未満である。熱間圧延の 1 パス以上について潤滑を施しても良い。また、粗圧延バーを互いに接合し、連続的に仕上げ熱延を行っても良い。粗圧延バーは一度巻き取って再度巻き戻してから仕上げ熱延に供してもかまわない。巻き取り温度の

下限は特に設けないが、熱延板中の固溶Cを低減して、良好なr値を得るためにには、100°C以上とすることが好ましい。

熱間圧延後は酸洗することが望ましい。熱延後の冷間圧延の圧下率は高すぎても低すぎても良好な深絞り性を得るために好ましくないので35~85%未満とする。50~75%がより好ましい範囲である。

焼鈍は箱焼鈍が基本であるが、下記の要件を満たせばこの限りではない。良好なr値を得るためにには、加熱速度を4~200°C/hrとする必要がある。さらには10~40°C/hrが好ましい。最高到達温度もr値確保の観点から600~800°Cとすることが望ましい。600°C未満では再結晶が完了せず加工性が劣化する。一方、800°C超では α + γ 域の γ 分率の高い側に入るため、加工性が劣化する場合がある。なお、最高到達温度での保持時間は特に指定するものではないが、(最高到達温度-20) °C以上の保持時間が2 hr以上であることがr値向上の観点から好ましい。冷却速度は固溶Cを十分に低減する観点から決定される。すなわち、5~100°C/hrの範囲とする。

焼鈍後のスキンパスは形状強制や強度調整、さらには常温非時効性を確保する観点から必要に応じて行うが、0.5~5.0%が好ましい圧下率である。

このようにして製造した鋼板表面に種々のメッキを施しても良い。溶融メッキ、電気メッキのいずれでも良く、その種類も亜鉛やアルミを主成分とするメッキであれば良い。

このようにして得られた鋼板を電縫溶接等の適当な接合方法で鋼管とすることにより、例えば、ハイドロフォーム成形性に優れた鋼管を得ることができる。

実施例

(実施例1)

表1に示す成分の各鋼を溶製して1250°Cに加熱後、表1に示す仕上げ温度で熱間圧延して巻き取った。さらに、表2に示す圧下率で冷延された後、加熱速度20°C/hr、最高到達温度を700°Cとする焼鈍を行い、5時間保持後、15°C/hrで冷却した。さらに1.0%のスキンパスを施した。

得られた鋼板の加工性をJIS 5号片を用いた引張試験により評価した。ここで、 r 値は15%引っ張り変形後の板幅変化を測定することによって求めた。また、機械研磨によって板厚中心付近まで減厚し、化学研磨によって仕上げ、X線測定に供した。

表2より明らかなどおり、本発明例ではいずれも良好な r 値と伸びを有するのに対して、本発明外の例ではこれらの特性が劣っていた。

表 1

| 鋼種 | C | Si | Mn | P | S | Al | N | Al/N | その他 | 熱延仕上温度, °C | 巻取温度, °C |
|----|------|------|------|-------|-------|-------|--------|------|------------------------------------|------------|----------|
| A | 0.11 | 0.04 | 0.44 | 0.014 | 0.003 | 0.025 | 0.0019 | 13.2 | - | 870 | 600 |
| B | 0.13 | 0.01 | 0.33 | 0.015 | 0.006 | 0.029 | 0.0033 | 8.8 | - | 930 | 550 |
| C | 0.11 | 0.03 | 0.45 | 0.011 | 0.002 | 0.051 | 0.0044 | 11.6 | - | 850 | 580 |
| D | 0.12 | 0.01 | 0.09 | 0.009 | 0.005 | 0.044 | 0.0038 | 11.6 | - | 900 | 610 |
| E | 0.11 | 0.02 | 0.48 | 0.035 | 0.003 | 0.028 | 0.0033 | 8.5 | - | 860 | 540 |
| F | 0.12 | 0.23 | 0.26 | 0.036 | 0.003 | 0.030 | 0.0029 | 10.3 | - | 890 | 580 |
| G | 0.16 | 0.05 | 0.65 | 0.013 | 0.004 | 0.035 | 0.0027 | 13.0 | - | 830 | 520 |
| H | 0.16 | 0.38 | 0.79 | 0.054 | 0.004 | 0.062 | 0.0049 | 12.7 | - | 910 | 590 |
| I | 0.19 | 0.01 | 0.30 | 0.012 | 0.003 | 0.042 | 0.0040 | 10.5 | - | 880 | 600 |
| J | 0.11 | 0.05 | 0.25 | 0.016 | 0.003 | 0.024 | 0.0036 | 6.7 | B=0.0004 | 850 | 570 |
| K | 0.13 | 0.11 | 0.12 | 0.010 | 0.005 | 0.039 | 0.0033 | 11.8 | Ca=0.002, Sn=0.02, Cr=0.03, Cu=0.1 | 860 | 600 |
| L | 0.12 | 0.01 | 0.40 | 0.007 | 0.003 | 0.022 | 0.0020 | 11.0 | Mg=0.01 | 870 | 620 |
| M | 0.11 | 0.05 | 0.35 | 0.016 | 0.003 | 0.041 | 0.0047 | 8.7 | Ti=0.006, Nb=0.003 | 880 | 500 |

表 2

| 鋼種 | 冷延圧下率 % | r値 | | | | X線ラシダム強度比 [111]/[100] | 平均結晶粒径. μm | 平均アスペクト比 | その他引張特性 | | | 発明区分 | | | | |
|----|------------|------|------|------|------|--------------------------|-----------------------|----------|---------|---------|-----|------|-----|------|----|------|
| | | 平均r値 | rL | rD | rC | | | | TS, MPa | YS, MPa | 降伏比 | | | | | |
| A | -1 | 20 | 1.12 | 1.21 | 1.05 | 1.18 | 1.6 | 1.0 | 0.24 | 41 | 1.4 | 349 | 152 | 0.44 | 49 | 0.25 |
| | -2 | 30 | 1.26 | 1.42 | 1.11 | 1.39 | 2.4 | 0.6 | 0.25 | 35 | 1.6 | 352 | 159 | 0.45 | 47 | 0.24 |
| | -3 | 40 | 1.53 | 1.91 | 1.25 | 1.72 | 3.8 | 0.3 | 0.27 | 32 | 1.6 | 356 | 160 | 0.45 | 47 | 0.24 |
| | -4 | 50 | 1.39 | 1.80 | 1.05 | 1.64 | 3.0 | 0.5 | 0.22 | 29 | 1.9 | 358 | 165 | 0.46 | 46 | 0.24 |
| | -5 | 70 | 1.16 | 1.34 | 1.06 | 1.19 | 2.3 | 1.1 | 0.15 | 13 | 2.6 | 365 | 181 | 0.50 | 45 | 0.23 |
| B | -1 | 40 | 1.61 | 2.15 | 1.20 | 1.88 | 3.4 | 0.2 | 0.36 | 34 | 1.3 | 367 | 182 | 0.50 | 45 | 0.23 |
| | -2 | 80 | 1.03 | 1.19 | 0.93 | 1.06 | 2.5 | 1.1 | 0.18 | 15 | 3.4 | 385 | 206 | 0.54 | 43 | 0.21 |
| C | -1 | 50 | 1.52 | 1.85 | 1.31 | 1.61 | 3.6 | 0.3 | 0.22 | 25 | 1.9 | 360 | 180 | 0.50 | 45 | 0.22 |
| | -2 | 70 | 1.17 | 1.43 | 1.07 | 1.09 | 2.4 | 0.9 | 0.11 | 12 | 2.9 | 373 | 197 | 0.53 | 44 | 0.21 |
| D | -1 | 15 | 1.18 | 1.34 | 1.09 | 1.19 | 1.8 | 1.1 | 0.19 | 46 | 1.3 | 341 | 140 | 0.41 | 50 | 0.25 |
| | -2 | 35 | 1.42 | 1.73 | 1.25 | 1.44 | 3.5 | 0.4 | 0.28 | 31 | 1.7 | 350 | 163 | 0.47 | 48 | 0.23 |
| | -3 | 45 | 1.74 | 2.28 | 1.30 | 2.06 | 4.0 | 0.1 | 0.25 | 28 | 1.7 | 347 | 149 | 0.43 | 49 | 0.24 |
| | -4 | 55 | 1.71 | 2.37 | 1.24 | 2.00 | 4.1 | 0.1 | 0.23 | 26 | 2.0 | 350 | 155 | 0.44 | 49 | 0.24 |
| | -5 | 75 | 1.06 | 1.40 | 0.88 | 1.09 | 1.9 | 1.2 | 0.08 | 14 | 3.0 | 356 | 175 | 0.49 | 46 | 0.22 |
| E | -1 | 35 | 1.42 | 1.76 | 1.15 | 1.60 | 2.7 | 0.6 | 0.33 | 23 | 1.5 | 389 | 205 | 0.53 | 43 | 0.21 |
| | -2 | 85 | 0.98 | 1.16 | 0.87 | 1.02 | 2.6 | 1.2 | 0.08 | 14 | 4.4 | 410 | 226 | 0.55 | 41 | 0.20 |
| F | -1 | 40 | 1.39 | 1.67 | 1.19 | 1.52 | 3.7 | 0.3 | 0.29 | 33 | 1.6 | 403 | 219 | 0.54 | 39 | 0.19 |
| | -2 | 75 | 0.93 | 1.03 | 0.85 | 0.99 | 2.2 | 1.0 | 0.14 | 18 | 2.5 | 422 | 240 | 0.57 | 38 | 0.18 |
| G | -1 | 45 | 1.31 | 1.58 | 1.09 | 1.46 | 3.0 | 0.3 | 0.46 | 35 | 2.0 | 423 | 224 | 0.53 | 42 | 0.20 |
| | -2 | 70 | 0.98 | 1.16 | 0.87 | 1.02 | 2.6 | 1.2 | 0.08 | 12 | 4.4 | 410 | 226 | 0.55 | 41 | 0.20 |
| H | -1 | 55 | 1.32 | 1.55 | 1.15 | 1.42 | 3.2 | 0.4 | 0.32 | 30 | 2.4 | 492 | 296 | 0.60 | 33 | 0.16 |
| | -2 | 80 | 0.91 | 1.04 | 0.80 | 0.99 | 2.6 | 1.2 | 0.08 | 11 | 5.2 | 514 | 318 | 0.62 | 31 | 0.15 |
| I | -1 | 50 | 1.33 | 1.60 | 1.12 | 1.49 | 2.7 | 0.4 | 0.33 | 31 | 2.2 | 434 | 237 | 0.55 | 40 | 0.19 |
| | -2 | 65 | 1.04 | 1.24 | 0.90 | 1.13 | 2.3 | 0.9 | 0.12 | 16 | 1.5 | 418 | 240 | 0.57 | 38 | 0.18 |
| J | -1 | 50 | 1.55 | 2.00 | 1.22 | 1.76 | 3.1 | 0.1 | 0.59 | 31 | 1.8 | 370 | 186 | 0.50 | 44 | 0.22 |
| | -2 | 80 | 1.04 | 1.21 | 0.95 | 1.06 | 4.6 | 1.2 | 0.05 | 13 | 3.8 | 388 | 210 | 0.54 | 43 | 0.21 |
| K | -1 | 40 | 1.55 | 1.92 | 1.26 | 1.76 | 3.8 | 0.2 | 0.62 | 40 | 1.6 | 376 | 190 | 0.51 | 43 | 0.21 |
| | -2 | 70 | 1.08 | 1.24 | 0.99 | 1.08 | 3.0 | 1.0 | 0.17 | 14 | 3.3 | 392 | 216 | 0.55 | 42 | 0.20 |
| L | -1 | 50 | 1.40 | 1.66 | 1.17 | 1.60 | 2.7 | 0.3 | 0.55 | 28 | 2.1 | 371 | 185 | 0.50 | 43 | 0.21 |
| | -2 | 10 | 0.96 | 1.01 | 0.93 | 0.96 | 1.6 | 1.2 | 0.40 | 23 | 1.2 | 349 | 152 | 0.44 | 46 | 0.23 |
| M | -1 | 35 | 1.37 | 1.60 | 1.22 | 1.43 | 2.5 | 0.4 | 0.29 | 40 | 1.9 | 395 | 201 | 0.51 | 42 | 0.20 |
| | -2 | 65 | 1.12 | 1.28 | 1.05 | 1.11 | 1.9 | 1.1 | 0.12 | 18 | 3.1 | 414 | 228 | 0.55 | 40 | 0.19 |

(注) 下線は本発明の範囲外の条件。

本発明は、加工性に優れた高強度鋼板とその製造方法を提供するものであり、地球環境保全などに貢献するものである。

(実施例 2)

表 3 に示す成分の各鋼を溶製して 1230°C に加熱後、表 3 に示す仕上げ温度で熱間圧延して巻き取った。酸洗後、表 4 に示す圧下率で冷延されたのち加熱速度 20°C / hr、最高到達温度を 690°C とする焼鈍をおこない、12 時間保持後、17°C / hr で冷却した。さらに 1.5% のスキンパスを施した。この板を電縫溶接によって造管した。

得られた鋼管の加工性の評価は以下の方法で行った。前もって鋼管に 10mm φ のスクライブドサークルを転写し、内圧と軸押し量を制御して、円周方向への張り出し成形を行った。バースト直前の最大拡管率を示す部位（拡管率 = 成形後の最大周長 / 母管の周長）の軸方向の歪 ϵ_{Φ} と円周方向の歪 ϵ_{θ} を測定した。この 2 つの歪の比 $\rho = \epsilon_{\Phi} / \epsilon_{\theta}$ と最大拡管率をプロットし、 $\rho = -0.5$ となる拡管率 R_e をもってハイドロフォームの成形性指標とした。機械的性質の評価は JIS 12 号弧状試験片を用いて行った。 r 値は試験片形状に影響されるため、同試験片に歪みゲージを貼り付けて評価した。X 線測定は、縮径後の鋼管から弧状試験片を切り出し、プレスして平板とした。これを機械研磨によって板厚中心付近まで減厚し、化学研磨によって仕上げ、X 線測定に供した。

表 4 より明らかなるおり、本発明例ではいずれも良好な r 値と伸びを有するのに対して、本発明外の例ではこれらの特性が劣っていた。

表 3

| 鋼種 | C | Si | Mn | P | S | Al | N | Al/N | その他 | 熱延仕上温度, °C | 巻取温度, °C |
|----|------|------|------|-------|-------|-------|--------|------|---------------------------|------------|----------|
| A | 0.11 | 0.04 | 0.44 | 0.014 | 0.003 | 0.025 | 0.0019 | 13.2 | - | 860 | 590 |
| B | 0.13 | 0.01 | 0.33 | 0.015 | 0.006 | 0.029 | 0.0033 | 8.8 | - | 940 | 560 |
| C | 0.11 | 0.03 | 0.45 | 0.011 | 0.002 | 0.051 | 0.0044 | 11.6 | - | 860 | 600 |
| D | 0.12 | 0.01 | 0.09 | 0.009 | 0.005 | 0.044 | 0.0038 | 11.6 | - | 910 | 600 |
| E | 0.11 | 0.02 | 0.48 | 0.035 | 0.003 | 0.028 | 0.0033 | 8.5 | - | 860 | 550 |
| F | 0.12 | 0.23 | 0.26 | 0.036 | 0.003 | 0.030 | 0.0029 | 10.3 | - | 900 | 570 |
| G | 0.16 | 0.05 | 0.65 | 0.013 | 0.004 | 0.035 | 0.0027 | 13.0 | - | 840 | 510 |
| H | 0.16 | 0.38 | 0.79 | 0.054 | 0.004 | 0.062 | 0.0049 | 12.7 | - | 900 | 580 |
| I | 0.19 | 0.01 | 0.30 | 0.012 | 0.003 | 0.042 | 0.0040 | 10.5 | - | 890 | 560 |
| J | 0.11 | 0.05 | 0.35 | 0.016 | 0.003 | 0.024 | 0.0036 | 6.7 | B=0.0004 Cu=1.4,Ni=0.7 | 840 | 520 |
| K | 0.12 | 0.06 | 0.11 | 0.008 | 0.004 | 0.025 | 0.0026 | 9.6 | Mg=0.01 | 860 | 590 |
| L | 0.12 | 0.01 | 0.40 | 0.007 | 0.003 | 0.022 | 0.0020 | 11.0 | Ti=0.006,Nb=0.003 | 880 | 610 |
| M | 0.11 | 0.05 | 0.35 | 0.016 | 0.003 | 0.041 | 0.0047 | 8.7 | | 870 | 500 |

表 4

| 鋼種 | 冷延圧下率 % | rL | 平均結晶粒径, μm | X線ラシダム強度比 | | | その他引張特性 | | | 最大拡管率 | 発明区分 | | | | | |
|----|------------|----|-----------------------|-----------|-----|-------|---------|-------|----------|---------|---------|-----|------|------|------|-----|
| | | | | Al, MPa | Ra | [111] | [100] | [110] | 平均アスペクト比 | TS, MPa | YS, MPa | | | | | |
| A | -1 | 20 | 1.19 | 14 | 0.5 | 1.2 | 1.3 | 0.24 | 1.3 | 366 | 275 | 54 | 0.19 | 1.38 | 発明外 | |
| | -2 | 30 | 1.44 | 26 | 10 | 0.4 | 2.3 | 0.5 | 0.25 | 372 | 290 | 53 | 0.18 | 1.42 | 本発明 | |
| | -3 | 40 | 1.87 | 24 | 9 | 0.4 | 4.0 | 0.3 | 0.24 | 381 | 286 | 53 | 0.19 | 1.45 | 本発明 | |
| | -4 | 50 | 1.93 | 22 | 7 | 0.3 | 3.8 | 0.3 | 0.27 | 385 | 289 | 52 | 0.18 | 1.43 | 本発明 | |
| | -5 | 70 | 1.29 | 14 | 5 | 0.2 | 1.9 | 1.1 | 0.16 | 392 | 304 | 50 | 0.17 | 1.39 | 発明外 | |
| B | -1 | 40 | 2.03 | 36 | 1 | 0.2 | 3.2 | 0.2 | 0.33 | 400 | 301 | 52 | 0.17 | 1.46 | 本発明 | |
| | -2 | 80 | 1.22 | 16 | 0 | 0.1 | 2.6 | 1.0 | 0.20 | 413 | 316 | 48 | 0.15 | 1.38 | 本発明 | |
| C | -1 | 50 | 2.25 | 25 | 8 | 0.2 | 4.4 | 0.2 | 0.40 | 394 | 307 | 51 | 0.16 | 1.45 | 本発明 | |
| | -2 | 70 | 1.40 | 12 | 7 | 0.2 | 2.4 | 0.9 | 0.10 | 405 | 299 | 49 | 0.15 | 1.41 | 発明外 | |
| D | -1 | 15 | 1.11 | 13 | 12 | 0.4 | 1.5 | 1.9 | 0.65 | 367 | 364 | 56 | 0.20 | 1.45 | 発明外 | |
| | -2 | 35 | 1.75 | 35 | 5 | 0.3 | 3.4 | 0.4 | 0.30 | 376 | 269 | 54 | 0.18 | 1.51 | 本発明 | |
| | -3 | 45 | 2.51 | 33 | 4 | 0.3 | 4.3 | 0.1 | 0.36 | 377 | 286 | 55 | 0.18 | 1.52 | 本発明 | |
| | -4 | 55 | 2.03 | 29 | 4 | 0.3 | 4.0 | 0.2 | 0.29 | 380 | 285 | 55 | 0.19 | 1.51 | 本発明 | |
| | -5 | 75 | 1.44 | 14 | 2 | 0.2 | 2.0 | 1.3 | 0.10 | 385 | 300 | 51 | 0.15 | 1.44 | 発明外 | |
| E | -1 | 35 | 1.80 | 22 | 16 | 0.5 | 2.7 | 0.5 | 0.34 | 417 | 316 | 49 | 0.16 | 1.43 | 本発明 | |
| | -2 | 85 | 1.09 | 13 | 13 | 0.2 | 2.4 | 1.3 | 0.02 | 4.4 | 433 | 335 | 47 | 0.13 | 1.45 | 発明外 |
| F | -1 | 40 | 1.65 | 30 | 17 | 0.4 | 3.5 | 0.4 | 0.29 | 2.1 | 439 | 336 | 45 | 0.19 | 1.44 | 本発明 |
| | -2 | 75 | 0.99 | 17 | 15 | 0.1 | 1.9 | 1.1 | 0.10 | 2.8 | 448 | 336 | 44 | 0.17 | 1.39 | 発明外 |
| G | -1 | 45 | 1.64 | 30 | 12 | 0.3 | 3.2 | 0.3 | 0.44 | 2.3 | 451 | 344 | 47 | 0.18 | 1.44 | 本発明 |
| | -2 | 70 | 1.16 | 11 | 12 | 0.1 | 2.3 | 1.3 | 0.11 | 5.1 | 437 | 331 | 46 | 0.17 | 1.39 | 発明外 |
| H | -1 | 55 | 1.58 | 35 | 7 | 0.1 | 3.0 | 0.3 | 0.28 | 2.5 | 514 | 385 | 38 | 0.16 | 1.42 | 本発明 |
| | -2 | 80 | 1.02 | 13 | 5 | 0.1 | 2.5 | 1.3 | 0.09 | 5.5 | 530 | 399 | 36 | 0.13 | 1.32 | 発明外 |
| I | -1 | 50 | 1.65 | 33 | 8 | 0.6 | 3.0 | 0.5 | 0.32 | 2.6 | 460 | 345 | 45 | 0.17 | 1.44 | 本発明 |
| | -2 | 65 | 1.22 | 16 | 5 | 0.3 | 2.1 | 0.8 | 0.13 | 2.6 | 449 | 336 | 43 | 0.15 | 1.38 | 発明外 |
| J | -1 | 50 | 1.89 | 29 | 6 | 0.3 | 3.3 | 0.2 | 0.59 | 2.5 | 398 | 298 | 49 | 0.20 | 1.51 | 本発明 |
| | -2 | 80 | 1.15 | 14 | 3 | 0.1 | 3.8 | 1.6 | 0.02 | 4.6 | 411 | 317 | 48 | 0.18 | 1.44 | 発明外 |
| K | -1 | 40 | 2.37 | 19 | 0 | 0.2 | 5.7 | 0.1 | 0.89 | 2.6 | 556 | 446 | 39 | 0.15 | 1.46 | 本発明 |
| | -2 | 80 | 1.21 | 8 | 0 | 0.2 | 2.4 | 1.3 | 0.09 | 5.8 | 582 | 463 | 35 | 0.12 | 1.36 | 発明外 |
| L | -1 | 50 | 1.73 | 24 | 0 | 0.5 | 2.7 | 0.3 | 0.55 | 2.2 | 388 | 288 | 48 | 0.20 | 1.44 | 本発明 |
| | -2 | 10 | 1.06 | 20 | 0 | 0.9 | 1.7 | 1.8 | 0.33 | 1.3 | 375 | 274 | 50 | 0.18 | 1.40 | 発明外 |
| M | -1 | 35 | 1.49 | 40 | 7 | 0.5 | 2.4 | 0.5 | 0.33 | 1.8 | 422 | 315 | 46 | 0.18 | 1.45 | 本発明 |
| | -2 | 65 | 1.20 | 19 | 5 | 0.3 | 1.9 | 1.4 | 0.11 | 3.2 | 432 | 324 | 44 | 0.14 | 1.37 | 発明外 |

(注)下線は本発明の範囲外の条件。

本発明は、加工性に優れた鋼管とその製造方法を提供するものであり、ハイドロフォーム成形性に好適であり、地球環境保全などに貢献するものである。

(実施例 3)

表 5 に示す成分の各鋼を溶製して 1250°C に加熱後、仕上げ温度を Ar_3 変態温度以上 ($Ar_3 + 50$) °C 以下とする熱間圧延を行い、表 6 に示す条件で冷却後、巻き取った。そのとき得られた熱延組織も表 6 中に示す。さらに表 6 に示す条件で冷延を行った。次いで焼鈍時間を 60 s、過時効時間を 180 s とする連続焼鈍を行った。焼鈍温度および過時効温度は表 6 に示すとおりである。さらに 0.8% のスキップスを施した。

得られた鋼板の r 値を JIS 13号 B 試験片、その他の機械的性質を JIS 5 号 B 試験片を用いた引張試験により評価した。また、X 線測定に供する試料は、機械研磨によって板厚中心付近まで減厚し、化学研磨によって仕上げることにより作製した。

表 6 より明らかなどおり、本発明例によれば良好な r 値を得ることができる。しかもフェライトの他に適量のオーステナイトやマルテンサイトが分散した複合組織鋼とすることことができた。

表 5

| 鋼種 | C | Si | Mn | P | S | Al | N | Mn+11C | その他 |
|----|------|------|------|-------|-------|-------|--------|--------|----------|
| A | 0.11 | 0.01 | 0.44 | 0.011 | 0.002 | 0.042 | 0.0021 | 1.65 | - |
| B | 0.16 | 0.03 | 0.62 | 0.015 | 0.005 | 0.018 | 0.0024 | 2.38 | - |
| C | 0.12 | 0.01 | 1.55 | 0.007 | 0.001 | 0.050 | 0.0018 | 2.87 | - |
| D | 0.08 | 0.02 | 1.29 | 0.004 | 0.003 | 0.037 | 0.0020 | 2.17 | Nb=0.015 |
| E | 0.05 | 1.21 | 1.11 | 0.003 | 0.004 | 0.044 | 0.0027 | 1.66 | - |
| F | 0.05 | 0.01 | 1.77 | 0.006 | 0.003 | 0.047 | 0.0023 | 2.32 | Mo=0.12 |
| G | 0.11 | 1.20 | 1.54 | 0.004 | 0.004 | 0.035 | 0.0022 | 2.75 | - |
| H | 0.09 | 0.02 | 2.05 | 0.003 | 0.001 | 0.050 | 0.0020 | 3.04 | Ti=0.08 |
| I | 0.15 | 1.98 | 1.66 | 0.007 | 0.005 | 0.039 | 0.0020 | 3.31 | - |
| J | 0.14 | 2.01 | 1.71 | 0.003 | 0.002 | 0.046 | 0.0019 | 3.25 | B=0.0021 |
| K | 0.13 | 1.03 | 2.25 | 0.003 | 0.002 | 0.045 | 0.0025 | 3.68 | Ti=0.03 |
| L | 0.15 | 0.52 | 2.51 | 0.004 | 0.003 | 0.042 | 0.0018 | 4.16 | Ti=0.04 |

表 6

| 鋼種 | 仕上げ後卷取り度数 C/s | 巻取温度、板厚1/4～3/4 °C | 熱延板組織* (B+M体積率の 合計, %) | 冷延率 % | 圧下 率 % | 焼鉋温度、 過時効 温度、 温度、 °C | 過時効 温度、 温度、 温度、 °C | 運続焼鉋 後の組織* | r値 | | | X線ラマン強度比 {111}/{100} | | その他引張特性 | | 発明 区分 | |
|-----|------------------|----------------------|------------------------------|----------|--------------|----------------------------------|--------------------------------|---------------|----------|------|------|-------------------------|----------------|------------|-----------|----------|----------|
| | | | | | | | | | 平均 r値 | rL | rD | rC | Ts, VS, MPa | YS, MPa | 全伸び %, | n値 | |
| A-1 | 50 | 350 | F+B(87) F+P(0) | 70 | 720 | 400 | F | 1.27 | 1.29 | 1.21 | 1.35 | 5.2 | 1.3 | 349 | 216 | 44 | 0.22 本発明 |
| A-2 | 20 | 550 | F+B(98) F+P(0) | 70 | 720 | 400 | F | 0.96 | 1.04 | 0.89 | 1.01 | 2.9 | 2.8 | 352 | 220 | 43 | 0.21 本発明 |
| B-1 | 50 | 250 | F+B(98) F+P(0) | 55 | 800 | 350 | F+2%B+7%P F+2%B+8%P | 1.25 | 1.17 | 1.23 | 1.35 | 6.3 | 1.4 | 415 | 268 | 38 | 0.19 本発明 |
| B-2 | 10 | 600 | F+B(98) F+P(0) | 55 | 800 | 350 | F+2%B+8%P | 0.87 | 0.98 | 0.73 | 1.04 | 3.4 | 3.3 | 417 | 280 | 37 | 0.18 本発明 |
| C-1 | 30 | 150 | F+B+M(92) F+B+P(26) | 65 | 750 | 450 | F | 1.28 | 1.25 | 1.23 | 1.40 | 7.2 | 2.5 | 387 | 259 | 40 | 0.20 本発明 |
| C-2 | 20 | 400 | F+B+M(92) F+B+P(26) | 65 | 750 | 450 | F | 0.77 | 0.80 | 0.66 | 0.97 | 2.7 | 3.4 | 388 | 268 | 38 | 0.19 本発明 |
| D-1 | 60 | 400 | F+B(93) F+P(24) | 70 | 880 | 380 | F+87%B F+85%B | 1.23 | 1.15 | 1.15 | 1.25 | 5.9 | 2.0 | 472 | 303 | 28 | 0.16 本発明 |
| D-2 | 40 | 550 | F+P(24) | 70 | 880 | 380 | F+85%B | 0.83 | 1.05 | 0.65 | 0.96 | 2.5 | 3.3 | 480 | 312 | 26 | 0.15 本発明 |
| E-1 | 60 | 300 | F+B+M(96) F+P(0) | 80 | 800 | なし | F+10%M F+11%M | 1.29 | 1.21 | 1.29 | 1.38 | 8.0 | 2.7 | 620 | 362 | 29 | 0.18 本発明 |
| E-2 | 10 | 300 | F+P(0) | 80 | 800 | なし | F+11%M | 0.75 | 0.69 | 0.77 | 0.75 | 2.0 | 3.8 | 625 | 355 | 28 | 0.17 本発明 |
| F-1 | 40 | 350 | B(100) | 60 | 780 | 250 | F+18%M F+20%M | 1.29 | 1.24 | 1.26 | 1.41 | 7.9 | 1.6 | 626 | 324 | 29 | 0.19 本発明 |
| F-2 | 20 | 200 | F+B+M(45) | 60 | 780 | 250 | F+20%M | 0.63 | 0.54 | 0.58 | 0.81 | 2.5 | 4.6 | 630 | 318 | 29 | 0.17 本発明 |
| G-1 | 40 | 400 | F+B+P(85) F+B+A(20) | 75 | 820 | 400 | F+4%B+6%A F+3%B+4%A | 1.28 | 1.19 | 1.28 | 1.35 | 6.3 | 2.3 | 622 | 416 | 37 | 0.25 本発明 |
| G-2 | 30 | 400 | F+B+A(20) | 75 | 820 | 400 | F+3%B+4%A | 0.86 | 0.88 | 0.80 | 0.95 | 3.6 | 3.1 | 629 | 444 | 35 | 0.23 本発明 |
| H-1 | 50 | 200 | M(100) F+P(0) | 50 | 790 | 200 | F+21%M F+23%M | 1.20 | 1.09 | 1.20 | 1.29 | 5.0 | 2.6 | 838 | 546 | 24 | 0.16 本発明 |
| H-2 | 10 | 600 | F+P(0) | 50 | 790 | 200 | F+23%M | 0.64 | 0.94 | 0.48 | 0.67 | 2.5 | 3.8 | 845 | 571 | 23 | 0.15 本発明 |
| I-1 | 50 | 350 | F+B(98) F+B+A(26) | 65 | 800 | 400 | F+7%B+11%A F+7%B+11%A | 1.29 | 1.20 | 1.30 | 1.37 | 7.4 | 2.0 | 814 | 499 | 32 | 0.22 本発明 |
| I-2 | 25 | 400 | F+B+A(26) | 65 | 800 | 400 | F+6%B+8%A F+7%B+10%A | 0.86 | 1.00 | 0.70 | 1.05 | 2.2 | 3.4 | 820 | 505 | 32 | 0.22 本発明 |
| J-1 | 50 | 400 | F+B(99) F+P(0) | 70 | 810 | 400 | F+7%B+10%A F+6%B+8%A | 1.24 | 1.33 | 1.09 | 1.46 | 7.5 | 1.9 | 834 | 546 | 31 | 0.23 本発明 |
| J-2 | 15 | 400 | F+P(0) | 70 | 810 | 400 | F+6%B+8%A F+98%M | 0.86 | 0.97 | 0.74 | 0.99 | 2.5 | 3.8 | 830 | 531 | 29 | 0.22 本発明 |
| K-1 | 40 | 150 | M(100) F+P(0) | 40 | 840 | なし | F+98%M F+98%M | 1.21 | 1.08 | 1.19 | 1.36 | 4.6 | 2.6 | 1050 | 683 | 14 | 0.08 本発明 |
| K-2 | 10 | 700 | F+P(0) | 40 | 840 | なし | F+98%M F+98%M | 0.80 | 0.77 | 0.80 | 0.84 | 2.3 | 4.5 | 1035 | 702 | 13 | 0.08 本発明 |
| L-1 | 30 | 400 | B(100) F+P(0) | 55 | 850 | 250 | 100%M 100%M | 1.22 | 1.10 | 1.22 | 1.33 | 5.2 | 2.0 | 1233 | 896 | 11 | 0.06 本発明 |
| L-2 | 10 | 650 | F+P(0) | 55 | 850 | 250 | 100%M 100%M | 0.67 | 0.70 | 0.61 | 0.77 | 1.9 | 3.5 | 1245 | 905 | 11 | 0.06 本発明 |

* F: フェライト、B: ベイナイト、M: マルテンサイト、P: パーライト、A: オーステナイト

炭化物や析出物は省略

(注) 下線は本発明の範囲外の条件

本発明は、C量の比較的多い鋼において、高いコストをかけることなく良好な深絞り性を有する高強度鋼板とその製造方法を提供するものであり、地球環境保全などに貢献するものである。

(実施例 4)

表7に示す成分の各鋼を溶製して1250°Cに加熱後、仕上げ温度をAr₃変態点以上とする熱間圧延を行い、表8に示す条件で冷却し、巻き取った。さらに表8に示す圧下率で冷延した後、加熱速度20°C/hr、最高到達温度を700°Cとする焼鈍をおこない、5時間保持後、15°C/hrで冷却した。これをさらに熱処理時間を60s、過時効時間を180sとする熱処理に供した。熱処理温度および過時効温度は表8に示した通りである。前記の700°Cでの焼鈍を行わず、熱処理のみを行ったものを比較にした。さらに1.0%のスキンパスを施した。

得られた鋼板のr値をJIS 13号B試験片で、その他の機械的性質をJIS 5号B試験片を用いた引張試験により評価した。また、機械研磨によって板厚中心付近まで減厚し、化学研磨によって仕上げ、X線測定に供した。

表8より明らかなとおり、本発明例ではいずれも良好なr値を有する鋼板が得られた。また、冷延に供する熱延組織をベイナイトやマルテンサイトを主体とする組織にすることによって、さらに良好なr値が得られた。

表 7

| 鋼種 | C | Si | Mn | P | S | A1 | N | A1/N | その他 |
|----|------|------|------|-------|-------|-------|--------|------|----------|
| A | 0.11 | 0.01 | 0.44 | 0.011 | 0.002 | 0.042 | 0.0021 | 20 | — |
| B | 0.16 | 0.03 | 0.62 | 0.015 | 0.005 | 0.018 | 0.0024 | 8 | — |
| C | 0.12 | 0.01 | 1.55 | 0.007 | 0.001 | 0.050 | 0.0018 | 28 | — |
| D | 0.08 | 0.01 | 1.32 | 0.004 | 0.003 | 0.033 | 0.0045 | 7 | Nb=0.013 |
| E | 0.05 | 1.21 | 1.11 | 0.003 | 0.004 | 0.044 | 0.0027 | 16 | — |
| F | 0.05 | 0.01 | 1.77 | 0.006 | 0.003 | 0.047 | 0.0023 | 20 | Mo=0.12 |
| G | 0.11 | 1.20 | 1.54 | 0.004 | 0.004 | 0.035 | 0.0022 | 16 | — |
| H | 0.09 | 0.03 | 2.14 | 0.003 | 0.002 | 0.050 | 0.0038 | 13 | B=0.0004 |
| I | 0.15 | 1.98 | 1.66 | 0.007 | 0.005 | 0.039 | 0.0020 | 20 | — |
| J | 0.14 | 1.18 | 2.30 | 0.003 | 0.001 | 0.040 | 0.0025 | 16 | — |
| K | 0.15 | 0.63 | 2.55 | 0.004 | 0.002 | 0.045 | 0.0022 | 20 | — |

表 8

| 鋼種 | 仕上げ後卷取までの平均冷却速度/ ^{°C} /s | 巻取温度, °C | 熱延板組織*(板厚の1/4~3/4) (B+M体積率の合計, %) | 冷延下圧率 | 焼鉄有無 | 熟處理温度, °C | 過時効温度, °C | 連続焼鉄後の組織* | r値 | | | X線ラシダム強度比 | | その他引張特性 | | | | | |
|------|-----------------------------------|----------|--------------------------------------|-------|------|-----------|-----------|-----------------------------|------|------|------|-----------|-------|---------|----------------------|---------|------|------|-----|
| | | | | | | | | | 平均r値 | rL | rD | rC | [111] | [100] | T _s , MPa | YS, MPa | 全伸び% | n値 | |
| A -1 | 50 | 350 | F+B(87) | 70 | 無 | 760 | 400 | F+7%B | 1.16 | 1.08 | 1.16 | 1.25 | 5.0 | 1.4 | 360 | 228 | 43 | 0.21 | 発明外 |
| A -2 | 50 | 350 | F+B(87) | 70 | 有 | 760 | 400 | F+8%B | 1.62 | 1.48 | 1.64 | 1.70 | 8.7 | 0.4 | 353 | 210 | 45 | 0.23 | 本発明 |
| -3 | 20 | 550 | F+P(0) | 70 | 有 | 760 | 400 | F+9%B | 1.48 | 1.64 | 1.34 | 1.59 | 7.7 | 0.9 | 355 | 216 | 44 | 0.22 | 本発明 |
| -4 | 20 | 550 | F+P(0) | 70 | 無 | 760 | 400 | F+8%B | 0.90 | 0.98 | 0.85 | 0.90 | 2.4 | 3.5 | 359 | 230 | 41 | 0.20 | 発明外 |
| B -1 | 10 | 600 | F+P(0) | 55 | 有 | 800 | 350 | F+6%B+7%P | 1.40 | 1.56 | 1.28 | 1.46 | 7.0 | 1.2 | 420 | 297 | 36 | 0.17 | 本発明 |
| -2 | 10 | 600 | F+P(0) | 55 | 無 | 800 | 350 | F+5%B+8%P | 0.85 | 0.94 | 0.71 | 1.04 | 3.2 | 3.7 | 428 | 294 | 36 | 0.17 | 発明外 |
| C -1 | 30 | 150 | F+B+M(92) | 65 | 無 | 780 | 150 | F+10%M | 1.20 | 1.09 | 1.21 | 1.30 | 5.5 | 2.6 | 422 | 226 | 38 | 0.19 | 発明外 |
| -2 | 30 | 150 | F+B+M(92) | 65 | 有 | 780 | 150 | F+9%M | 1.40 | 1.41 | 1.29 | 1.59 | 6.8 | 0.7 | 417 | 232 | 38 | 0.20 | 本発明 |
| D -1 | 40 | 550 | F+P(24) | 70 | 有 | 880 | 380 | F+87% B | 1.44 | 1.44 | 1.40 | 1.53 | 7.1 | 1.4 | 485 | 319 | 25 | 0.15 | 本発明 |
| -2 | 40 | 550 | F+P(24) | 70 | 無 | 880 | 380 | F+85% B | 0.83 | 1.05 | 0.65 | 0.96 | 2.5 | 3.3 | 480 | 312 | 26 | 0.15 | 発明外 |
| E -1 | 60 | 300 | F+B+M(96) | 80 | 無 | 800 | なし | F+10%M | 1.29 | 1.21 | 1.27 | 1.39 | 7.7 | 3.1 | 618 | 362 | 29 | 0.18 | 発明外 |
| -2 | 60 | 300 | F+B+M(96) | 80 | 有 | 800 | なし | F+10%M | 1.71 | 1.55 | 1.72 | 1.86 | 9.0 | 0.4 | 620 | 349 | 30 | 0.19 | 本発明 |
| -3 | 10 | 300 | F+P(0) | 80 | 有 | 800 | なし | F+10%M | 1.41 | 1.39 | 1.33 | 1.57 | 6.9 | 1.2 | 619 | 343 | 29 | 0.18 | 本発明 |
| -4 | 10 | 300 | F+P(0) | 80 | 無 | 800 | なし | F+11%M | 0.77 | 0.73 | 0.77 | 0.81 | 2.2 | 4.0 | 624 | 344 | 29 | 0.17 | 発明外 |
| F -1 | 40 | 350 | B(100) | 60 | 無 | 780 | 250 | F+18% M | 1.24 | 1.30 | 1.10 | 1.44 | 7.9 | 1.6 | 626 | 324 | 29 | 0.19 | 発明外 |
| -2 | 40 | 350 | B(100) | 60 | 有 | 780 | 250 | F+18% M | 1.81 | 1.66 | 1.81 | 1.95 | 10.5 | 0.2 | 635 | 321 | 29 | 0.20 | 本発明 |
| G -1 | 30 | 400 | F+B+A(20) | 75 | 有 | 820 | 400 | F+4%B+5% A | 1.40 | 1.48 | 1.26 | 1.58 | 6.5 | 1.2 | 625 | 456 | 36 | 0.24 | 本発明 |
| -2 | 30 | 400 | F+B+A(20) | 75 | 無 | 820 | 400 | F+3%B+4% A | 0.86 | 0.88 | 0.80 | 0.95 | 3.6 | 3.1 | 629 | 444 | 35 | 0.23 | 発明外 |
| H -1 | 50 | 200 | M(100) | 50 | 無 | 790 | 200 | F+19%M | 1.21 | 1.11 | 1.22 | 1.29 | 5.2 | 2.7 | 824 | 545 | 25 | 0.17 | 発明外 |
| -2 | 50 | 200 | M(100) | 50 | 有 | 790 | 200 | F+20%M | 1.61 | 1.60 | 1.55 | 1.72 | 8.3 | 1.3 | 831 | 554 | 24 | 0.16 | 本発明 |
| I -1 | 50 | 350 | F+B(98) | 65 | 無 | 800 | 400 | F+7% B +11% A | 1.20 | 1.32 | 0.98 | 1.50 | 7.4 | 2.0 | 814 | 499 | 32 | 0.22 | 発明外 |
| -2 | 50 | 350 | F+B(98) | 65 | 有 | 800 | 400 | F+7% B +11% A | 1.77 | 1.70 | 1.75 | 1.88 | 10.6 | 0.3 | 822 | 500 | 33 | 0.22 | 本発明 |
| -3 | 25 | 400 | F+B+A(26) | 65 | 有 | 800 | 400 | F+7% B +11% A | 1.45 | 1.42 | 1.40 | 1.59 | 6.8 | 1.5 | 830 | 486 | 33 | 0.23 | 本発明 |
| -4 | 25 | 400 | F+B+A(26) | 65 | 無 | 800 | 400 | F+7% B +11% A | 0.86 | 1.00 | 0.70 | 1.05 | 2.2 | 3.4 | 820 | 505 | 32 | 0.22 | 発明外 |
| J -1 | 10 | 700 | F+P(0) | 40 | 有 | 840 | なし | F+98% M | 1.41 | 1.35 | 1.35 | 1.57 | 7.2 | 1.5 | 1001 | 687 | 14 | 0.08 | 本発明 |
| -2 | 10 | 700 | F+P(0) | 40 | 無 | 840 | なし | F+96% M | 0.84 | 0.84 | 0.82 | 0.87 | 2.6 | 4.0 | 996 | 678 | 14 | 0.09 | 発明外 |
| K -1 | 30 | 400 | B(100) | 55 | 無 | 850 | 250 | 100% M | 1.14 | 1.01 | 1.14 | 1.28 | 4.7 | 2.4 | 1189 | 876 | 12 | 0.07 | 発明外 |
| -2 | 30 | 400 | B(100) | 55 | 有 | 850 | 250 | 100% M | 1.72 | 1.72 | 1.56 | 2.05 | 11.2 | 0.2 | 1190 | 873 | 12 | 0.07 | 本発明 |

* F: フェライト、B: ベイナイト、M: マルテンサイト、P: パーライト、A: オーステナイト

炭化物や析出物は省略

(注) 下線は本発明の範囲外の条件

本発明は、深絞り性に優れた高強度鋼板とその製造方法を提供するものであり、地球環境保全などに貢献するものである。

(実施例 5)

表9に示す成分の各鋼を溶製して1250°Cに加熱後、仕上げ温度を $Ar_3 \sim (Ar_3 + 50) °C$ とする熱間圧延を行った後、表10に示す条件で巻き取った。得られた熱延板の組織も表10に示す。さらに表10に示す圧下率で冷延されたのち加熱速度20°C/hr、最高到達温度を 700°Cとする焼鈍をおこない、5時間保持後、15°C/hrで冷却した。さらに 1.0% のスキンパスを施した。

得られた鋼板の r 値をJIS 13号試験片を用いた引張試験により評価した。その他の引張特性についてはJIS 5号試験片を用いて評価した。ここで r 値は10~15%引張変形後の板幅変化を測定することによって求めた。また、機械研磨によって板厚中心付近まで減厚し、化学研磨によって仕上げ、X線測定に供した。

表10より明らかなどおり、本発明例では本発明外の例に比較して、良好な r 値が得られた。

表 9

| 鋼種 | C | Si | Mn | P | S | Al | N | Al/N | その他 |
|----|------|------|------|-------|-------|-------|--------|------|----------|
| A | 0.11 | 0.23 | 0.95 | 0.011 | 0.005 | 0.027 | 0.0024 | 11 | - |
| B | 0.12 | 0.01 | 1.55 | 0.007 | 0.001 | 0.050 | 0.0018 | 28 | - |
| C | 0.08 | 0.01 | 1.32 | 0.004 | 0.003 | 0.033 | 0.0045 | 7 | Nb=0.013 |
| D | 0.05 | 1.21 | 1.11 | 0.003 | 0.004 | 0.044 | 0.0027 | 16 | - |
| E | 0.05 | 0.01 | 1.77 | 0.006 | 0.003 | 0.047 | 0.0023 | 20 | Mo=0.12 |
| F | 0.11 | 1.20 | 1.54 | 0.004 | 0.004 | 0.035 | 0.0022 | 16 | - |
| G | 0.09 | 0.03 | 2.14 | 0.003 | 0.002 | 0.050 | 0.0038 | 13 | B=0.0004 |
| H | 0.15 | 1.98 | 1.66 | 0.007 | 0.005 | 0.039 | 0.0020 | 20 | - |
| I | 0.14 | 1.18 | 2.30 | 0.003 | 0.001 | 0.040 | 0.0025 | 16 | - |

表10

| 鋼種 | 仕上げ後巻取りまでの時間 | 巻取温度, °C | 熱延板組織*(板厚の1/4~3/4) | 冷延圧下率 | スキンパス後のフェライトと析出物以外の組成とその体積分率% | X線ランダム強度比 | | | | | | その他引張特性 | 発明区分 | | |
|------|--------------|------------|--------------------|----------|-------------------------------|--------------|--------------|--------------|--------------|------------|------------|------------|--------------|--------------|----------|
| | | | | | | rL | rD | rC | (111) | (100) | TS, MPa | YS, MPa | YR | | |
| A -1 | 10 50 | 700 400 | F+P B | 70 70 | 0 0 | 1.15 1.46 | 1.15 1.31 | 1.08 1.48 | 2.3 6.0 | 3.1 0.9 | 401 404 | 235 233 | 0.59 0.58 | 42 41 | |
| B -1 | 8 40 | 350 350 | F+P B | 50 50 | 0 0 | 0.99 1.53 | 1.09 2.05 | 0.94 1.12 | 1.00 1.84 | 2.8 5.8 | 422 425 | 226 252 | 0.54 0.59 | 38 38 | |
| C -1 | 40 | 650 | F+P | 70 70 | 0 0 | 0.81 1.46 | 0.64 1.85 | 0.89 1.10 | 0.80 1.77 | 7.1 6.5 | 442 438 | 249 240 | 0.56 0.55 | 44 44 | |
| D -1 | 10 60 | 600 400 | F+P B | 80 80 | 0 0 | 1.11 1.62 | 0.99 1.49 | 1.11 1.66 | 1.22 1.67 | 3.6 7.5 | 529 534 | 307 310 | 0.58 0.58 | 35 36 | |
| E -1 | 40 40 | 350 350 | B | 15 65 | 0 0 | 0.87 1.57 | 0.60 1.54 | 1.08 1.61 | 0.73 8.0 | 2.6 8.0 | 517 516 | 295 290 | 0.57 0.56 | 35 35 | |
| F -1 | 30 60 | 450 350 | F+B+A B | 50 50 | 0 0 | 1.14 1.43 | 1.24 1.63 | 1.09 1.32 | 1.13 1.46 | 3.7 6.2 | 3.0 1.4 | 519 527 | 301 288 | 0.58 0.55 | 34 36 |
| G -1 | 10 50 | 600 150 | F+P M | 40 40 | 0 0 | 1.08 1.49 | 1.15 1.37 | 0.97 1.55 | 1.22 1.49 | 2.8 6.6 | 461 465 | 255 240 | 0.55 0.52 | 38 39 | |
| H -1 | 50 20 | 350 400 | B F+B+A | 60 60 | 0 0 | 1.54 1.13 | 1.40 1.22 | 1.40 1.10 | 1.61 1.11 | 7.6 2.6 | 621 615 | 354 339 | 0.57 0.55 | 31 32 | |
| I -1 | 10 35 | 700 400 | F+P B | 70 70 | 0 0 | 1.03 1.62 | 0.90 1.42 | 1.03 1.64 | 1.16 1.78 | 4.0 8.8 | 513 521 | 280 294 | 0.55 0.56 | 35 36 | |

* F:フェライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト、P:パーサイト、A:オーステナイト

下線は本発明の範囲外の条件。
炭化物や析出物は省略

本発明により、良好な r 値を有する深絞り性に優れた高強度鋼板を得ることが可能となる。

請求の範囲

1. 質量%で、

C : 0.08~0.25%

Si : 0.001~1.5%

Mn : 0.01~2.0%

P : 0.001~0.06%

S : 0.05%以下

N : 0.001~0.007%

Al : 0.008~0.2%

を満たす範囲で含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、平均 r 値が 1.2以上、圧延方向の r 値 (rL) が 1.3以上、圧延方向に対して45° 方向の r 値 (rD) が 0.9以上、圧延方向と直角方向の r 値 (rC) が 1.2以上であることを特徴とする加工性に優れた鋼板。

2. 鋼板 1／2 板厚における板面の {111} , {100} 、および、{110} の各 X 線反射面ランダム強度比が、それぞれ、2.0以上、1.0以下、および、0.2以上であることを特徴とする請求項 1 に記載の加工性に優れた鋼板。

3. 鋼板を構成する結晶粒の平均結晶粒径が $15 \mu m$ 以上であることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の加工性に優れた鋼板。

4. 鋼板を構成する結晶粒のアスペクト比の平均値が 1.0以上 3.0未満であることを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

5. 降伏比 (= 0.2%耐力 / 引張最高強度) が 0.65以下であることを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

6. Al/Nが3～25であることを特徴とする請求項1～5のいずれか1項に記載の加工性に優れた鋼板。

7. Bを0.0001～0.01質量%含むことを特徴とする請求項1～6のいずれか1項に記載の加工性に優れた鋼板。

8. ZrおよびMgの1種または2種を合計で0.0001～0.5質量%含むことを特徴とする請求項1～7のいずれか1項に記載の加工性に優れた鋼板。

9. Ti, Nb, Vの1種または2種以上を合計で0.001～0.2質量%以下含むことを特徴とする請求項1～8のいずれか1項に記載の加工性に優れた鋼板。

10. Sn, Cr, Cu, Ni, Co, WおよびMoの1種または2種以上を合計で0.001～2.5質量%含むことを特徴とする請求項1～9のいずれか1項に記載の加工性に優れた鋼板。

11. Caを0.0001～0.01質量%以下含むことを特徴とする請求項1～10のいずれか1項に記載の加工性の優れた鋼板。

12. 請求項1～11の何れか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項1または請求項6～11のいずれか1項に記載の化学成分を有する鋼を(Ar_3 変態点-50°C)以上で熱間圧延を完了し、700°C以下の温度で巻き取り、圧下率25%以上60%未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度4～200°C／時間で加熱し、最高到達温度を600～800°Cとする焼鈍を行い、5～100°C／hrの速度で冷却することを特徴とする成形性に優れた鋼板の製造方法。

13. 引張試験で評価される時効指数(AI)が40MPa以下であり、かつ、表面粗度が0.8以下であることを特徴とする請求項1から請求項12のいずれか1項に記載の加工性に優れた鋼管。

14. 質量%で、

C : 0.03～0.25%，

Si : 0.001~3.0%、

Mn : 0.01~3.0%、

P : 0.001~0.06%、

S : 0.05%以下、

N : 0.0005~0.030%、

Al : 0.005~0.3%、

を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなり、平均 r 値が 1.2 以上であり、フェライトと析出物からなる組織で構成されることを特徴とする深絞り性に優れた鋼板。

15. 質量 % で、

C : 0.03~0.25%、

Si : 0.001~3.0%、

Mn : 0.01~3.0%、

P : 0.001~0.06%、

S : 0.05%以下、

N : 0.0005~0.030%、

Al : 0.005~0.3%、

を満たす範囲で含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなり、平均 r 値が 1.3 以上、鋼板の組織中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち 1 種または 2 種以上を合計で 3 ~ 100% 含有することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板。

16. 圧延方向の r 値 (r_L) が 1.1 以上、圧延方向に対して 45° 方向の r 値 (r_D) が 0.9 以上、圧延方向と直角方向の r 値 (r_C) が 1.2 以上であることを特徴とする請求項 14 または 15 に記載の深絞り性に優れた鋼板。

17. Mn および C を $Mn + 1.1 \times C > 1.5$ を満たす範囲で含有することを特徴とする請求項 14 ~ 16 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優

れた高強度冷延鋼板。

18. 鋼板 1／2 板厚における板面の {111} , {100} の各 X 線反射面強度比がそれぞれ 3.0 以上、 3.0 以下であることを特徴とする請求項 14～17 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

19. 鋼板を構成するフェライト粒の平均結晶粒径が $15 \mu\text{m}$ 以上であることを特徴とする請求項 14～18 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

20. 鋼板を構成するフェライト粒のアスペクト比の平均値が 1.0 以上 5.0 未満であることを特徴とする請求項 14～19 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

21. 0.2% 耐力／引張最高強度で表される降伏比が 0.7 未満であることを特徴とする請求項 14～20 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

22. Al/N が 3～25 であることを特徴とする請求項 14～20 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

23. B を 0.0001～0.01 質量 % 含むことを特徴とする請求項 14～22 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

24. Zr および Mg の 1 種または 2 種を合計で 0.0001～0.5 質量 % 含むことを特徴とする請求項 14～23 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

25. Ti, Nb, V の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001～0.2 質量 % 含むことを特徴とする請求項 14～24 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

26. Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W および Mo の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001～2.5 質量 % 含むことを特徴とする請求項 14～25 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

27. Ca を 0.0001～0.01 質量 % 含むことを特徴とする請求項 14～26

のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

28. 請求項14～18, 22～27の何れか 1 項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項14, 15, 17, 23～27のいずれか 1 項に記載の化学成分を有し、かつ少なくとも板厚の 1 / 4 ~ 3 / 4 においてはベイナイト相およびマルテンサイト相のうち 1 種または 2 種の体積率が 70 ~ 100 % である組織を有する熱延鋼板に圧下率 25 ~ 95 % の冷間圧延を施し、再結晶温度以上 1000 °C 以下で焼鈍することを特徴とする深絞り性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

29. 請求項14～27の何れか 1 項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項14, 15, 22～27のいずれか 1 項に記載の化学成分を有する鋼を (Ar_3 変態点 - 50 °C) °C 以上で熱間圧延を完了し、室温～700 °C で巻き取り、圧下率 30 % 以上 95 % 未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度 4 ~ 200 °C / 時間 で加熱し、最高到達温度を 600 ~ 800 °C とする焼鈍を行い、さらに Ac_1 変態点以上 1050 °C 以下の温度まで加熱することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

30. 請求項14～27の何れか 1 項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項14, 15, 17, 22～27のいずれか 1 項に記載の化学成分を有し、かつ少なくとも板厚の 1 / 4 ~ 3 / 4 においてはベイナイト相およびマルテンサイト相のうち 1 種または 2 種の体積率が 70 ~ 100 % である組織を有する熱延鋼板に圧下率 30 % 以上 95 % 未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度 4 ~ 200 °C / 時間 で加熱し、最高到達温度を 600 ~ 800 °C とする焼鈍を行い、さらに Ac_1 変態点以上 1050 °C 以下の温度まで加熱することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

31. 請求項14, 16～27の何れか 1 項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項14, 17, 22～27のいずれか 1 項に記載の化学成分を有する鋼を Ar_3 変態点以上で熱間圧延を完了し、熱延仕上げ温度

から 550°Cまでを平均冷却速度で30°C／s以上で冷却し、550°C以下の温度で巻き取り、圧下率35%以上85%未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度4～200°C／hrで加熱し、最高到達温度を600～800°Cとする焼鈍を行い、5～100°C／hrの速度で冷却することを特徴とする深絞り性に優れた鋼板の製造方法。

32. 表面にメッキ層を有することを特徴とする請求項14～27の何れか1項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

33. 請求項32記載の鋼板を製造する方法であって、焼鈍、冷却後の鋼板の表面に溶融メッキまたは電気メッキを施すことを特徴とする請求項28～31のいずれか記載の深絞り性に優れたメッキ鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP02/06518

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00, 38/06, 38, 58, C21D9/48

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10, 9/46-9/48

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

| Category* | Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages | Relevant to claim No. |
|-----------|--|-----------------------|
| E, X | JP 2002-206137 A (Nippon Steel Corp.), 26 July, 2002 (26.07.02), (Family: none) | 1-13 |
| Y | JP 55-110734 A (Kobe Steel, Ltd.), 26 August, 1980 (26.08.80), (Family: none) | 1-13 |
| Y | JP 56-35727 A (Kobe Steel, Ltd.), 08 April, 1981 (08.04.81), (Family: none) | 1-13 |
| A | JP 4-337049 A (Kawasaki Steel Corp.), 25 November, 1992 (25.11.92), (Family: none) | 1-33 |

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

| | |
|---|--|
| • Special categories of cited documents: "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance "E" earlier document but published on or after the international filing date "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed | "T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention "X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone "Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art "&" document member of the same patent family |
|---|--|

Date of the actual completion of the international search
21 August, 2002 (21.08.02)Date of mailing of the international search report
03 September, 2002 (03.09.02)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP02/06518

C(Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

| Category* | Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages | Relevant to claim No. |
|-----------|--|-----------------------|
| A | JP 63-7335 A (Nippon Steel Corp.), 13 January, 1988 (13.01.88), (Family: none) | 1-33 |
| P,A | JP 2002-115025 A (Nippon Steel Corp.), 19 April, 2002 (19.04.02), (Family: none) | 1-33 |
| A | JP 9-279302 A (Nippon Steel Corp.), 28 October, 1997 (28.10.97), (Family: none) | 1-33 |
| A | JP 6-116650 A (Nippon Steel Corp.), 26 April, 1994 (26.04.94), (Family: none) | 1-33 |
| A | JP 3-236444 A (Nippon Steel Corp.), 22 October, 1991 (22.10.91), (Family: none) | 1-33 |

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC））

Int. Cl' C22C38/00, 38/06, 38, 58, C21D9/48

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（IPC））

Int. Cl' C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10, 9/46-9/48

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

| 引用文献の カテゴリー* | 引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示 | 関連する 請求の範囲の番号 |
|-----------------|--|------------------|
| E, X | JP 2002-206137 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 07. 26 (ファミリーなし) | 1-13 |
| Y | JP 55-110734 A (株式会社神戸製鋼所) 1980. 08. 26 (ファミリーなし) | 1-13 |
| Y | JP 56-35727 A (株式会社神戸製鋼所) 1981. 04. 08 (ファミリーなし) | 1-13 |

 C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）

「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

21. 08. 02

国際調査報告の発送日

03.09.02

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

諸岡 健一

4K 9352



電話番号 03-3581-1101 内線 3435

| C (続き) 関連すると認められる文献 | | |
|---------------------|--|------------------|
| 引用文献の カテゴリー* | 引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示 | 関連する 請求の範囲の番号 |
| A | JP 4-337049 A (川崎製鉄株式会社) 1992. 11. 25 (ファミリーなし) | 1-33 |
| A | JP 63-7335 A (新日本製鐵株式会社) 1988. 01. 13 (ファミリーなし) | 1-33 |
| P, A | JP 2002-115025 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 04. 19 (ファミリーなし) | 1-33 |
| A | JP 9-279302 A (新日本製鐵株式会社) 1997. 10. 28 (ファミリーなし) | 1-33 |
| A | JP 6-116650 A (新日本製鐵株式会社) 1994. 04. 26 (ファミリーなし) | 1-33 |
| A | JP 3-236444 A (新日本製鐵株式会社) 1991. 10. 22 (ファミリーなし) | 1-33 |

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.